

**Selbstschärfende Schneidwerkzeuge für abrasive Schnittgüter
- eine bionische Entwicklung**

Von der Fakultät für Ingenieurwissenschaften, Abteilung Maschinenbau und Verfahrenstechnik der

Universität Duisburg-Essen

zur Erlangung des akademischen Grades

eines

Doktors der Ingenieurwissenschaften

Dr.-Ing.

genehmigte Dissertation

von

Marcus Rechberger

aus

Dinslaken

Gutachter: Prof. Dr.-Ing. Alfons Fischer

Prof. Dr.-Ing. Werner Theisen

Tag der mündlichen Prüfung: 30.01.2012

Danksagung

Viele Personen haben meine Arbeit und mich persönlich unterstützt. Allen gilt mein herzlicher Dank:

Dr. Christoph Escher und Andreas Hunger | Dörrenberg Edelstahl GmbH,
Prof. Dr. Wighart von Koenigswald | Paläontologie Universität Bonn,
Jürgen Arnold | Forschungsinstitut FILK Freiberg,
Prof. Dr. Dr. Peter Gängler und Prof. Dr. Wolfgang Arnold | Private Universität
Witten-Herdecke,
Prof. Dr. Werner Theisen | Werkstofftechnik Ruhruniversität Bochum,
Dr. Ellen Schulz und Dr. Thomas Kaiser | Zoologisches Institut Uni Hamburg,
Uwe Großmann | IWF Ingenieurbüro,
Andreas Kolks und Wolfgang Barbett | Weko Werkzeuge Kolks,
Prof. Dr. Alfons Fischer | Werkstofftechnik Universität Duisburg-Essen,
Eberhard Gerotzke | Buddenkotte Apparatebau GmbH,
Alfons Feldmann | Feldmann IBS GmbH & Co.KG,
Hanno Paschke | Fraunhofer-Institut IST,
Jürgen Bertling, Thomas Kühne, Damian Hintemann, Rasit Özgüc, Nils Mölders und
Dr. Jan Blömer | Fraunhofer-Institut UMSICHT.

Ein ganz besonderer Dank gilt meiner Frau Sigrid.

Inhalt

1	Einleitung	3
2	Technische Schneidprozesse - Stand der Technik und Forschung	4
2.1	Technologie des Schneidens	5
2.2	Tribologie des Kunststoffschneidens	7
2.2.1	Schneidgeometrien und -kinematik	8
2.2.2	Abrasivität von Kunststoffen	11
2.3	Verschleißwiderstand von Schneidwerkstoffen	16
2.4	Behandlungs- und Beschichtungstechnik für den Verschleißschutz	24
2.5	Fazit	32
3	Schneiden in der Natur – Zähne	33
3.1	Zahnaufbau und Gebiss	33
3.2	Nahrungsbedingte Gebissanpassung bei Säugetieren	37
3.3	Die Biomechanik von Zahnschmelz und Dentin	43
3.4	Fazit	50
4	Folgerung, Ziel und Weg	51
5	Experimenteller Teil	54
5.1	Versuchsmesser und Beschichtungskonzepte	54
5.2	Modellschnittgut	57
5.3	Versuchsgranulieranlage und Messtechnik	60
5.4	Ablauf Schneidversuche	61
5.5	Versuchsauswertung	62
5.5.1	Charakterisierung der Versuchsmesser	62
5.5.2	Aufbereitung der Kraftmesssignale	62
5.5.3	Berechnung des Verschleißvolumens	63
6	Ergebnisse und Diskussion	64
6.1	Analyse des tribologischen Systems	64
6.2	Einfluss der Randzonenhärtung auf das Verschleißverhalten	75
6.3	Einfluss des bionischen Werkstoffansatzes auf das Verschleißverhalten	81
7	Zusammenfassung	94
8	Ausblick	95
	Literatur	97
	Anhang	101

1 Einleitung

»Ich hätte gerne zehn Scheiben vom luftgetrockneten Schinken, bitte!« Schneidprozesse begleiten unser tägliches Leben. Nur selten ist sich der Konsument den hohen Anforderungen bewusst, die sie erfüllen müssen: Grammgenaue Portionen Fleisch in der Kühltheke, perfekt geformte Holzhackschnitzel in der Holzfaserplatte, drei exakt geschnittene Seiten am Hochglanzjournal, Holzfurnier mit einer Dicke von 0,5 mm am Wandschrank, hauchdünne, klebrige Käsescheiben auf dem Frühstücksbrötchen, schräge Polyamidfilamente an der Zahnbürste. Das ändert sich schnell, sobald in der heimischen Küche eine Tomate geschnitten wird. Ein scharfes Messer ist die Hauptvoraussetzung für einen effizienten Trennprozess. Fehlt die Schärfe, wird nicht geschnitten sondern gequetscht, bis zum spontanen Versagen des zu trennenden Materials - die Tomate verteilt sich über den Küchenboden.

Bei industriellen Schneidprozessen wäre dieses Ergebnis nicht akzeptabel. Hier sind effiziente Trennprozesse gefordert. Hohe Durchsatzleistungen sind der Schlüssel für die Wirtschaftlichkeit des Schneidverfahrens. Schneidmaschinen sind über Mess-, Steuerungs- und Regelprozesse optimal in die Prozesskette integriert. Die Anlagen produzieren exakte Schnittflächen. Unglaublich hohe Schnittgeschwindigkeiten werden erreicht. Diese sind aber auch dringend erforderlich, denn bereits nach wenigen Stunden ist das Messer stumpf und muss mit hohem Zeitaufwand ausgetauscht werden. Das ist insbesondere dann der Fall, wenn das Schnittgut sehr abrasiv wirkt. Die Maschine – und damit nicht selten die gesamte Prozesskette – wird angehalten und geöffnet. Es folgt eine große Überraschung. Zwischen all den Pneumatikzylindern, exakten Frästeilen und elektronischen Komponenten ist das Messer angeordnet: Ein angespitztes Stück Stahl, welches sich augenscheinlich nicht grundlegend von solchen Messern unterscheidet, die zu Beginn des industriellen Zeitalters verwendet wurden. Warum hat der technologische Fortschritt die Messer ignoriert?

Die Metallurgie ist in den letzten 100 Jahren natürlich weiterentwickelt worden. Die Anzahl an konventionellen und neuen Stahlsorten ist sehr groß. Neue Analyseverfahren ermöglichen die gezielte Optimierung der Schneidstähle bis in den Nanometerbereich. Es liegt aber in der Natur der Werkstoffe selbst, dass die Standzeiten von Messern nicht signifikant verbessert werden können. Die filigrane Schneide muss zäh sein, um bei hohen mechanischen Belastungen nicht zu brechen. Gleichzeitig muss sie hart sein, um insbesondere abrasivem Verschleiß entgegenzuwirken. Ein Werkstoff ist jedoch umso spröder, je härter er ist. Hartmetalle und Keramiken sind daher nur eingeschränkt als Schneidwerkstoffe geeignet. Aktuelle Forschungsarbeiten beschäftigen sich mit der Zielsetzung, diese Materialien schlagzäh zu modifizieren [Klünsner-2010, Krakhmalev-2007].

Bei einem Blick über den Tellerrand wird deutlich, dass es durchaus möglich sein kann, dauerhaft scharfe Messer zu entwickeln. Die Zähne der Säugetiere schneiden sehr effektiv und werden nicht während der Nutzung ausgetauscht – sie halten ein Leben lang! Zähne sind spezialisierte Werkzeuge, die über Millionen von Jahren optimal an die jeweilige Nahrung angepasst wurden. Und wie so oft scheinen über den Prozess von Mutation und Selektion Widersprüche gelöst worden zu sein, wel-

che die Technik bislang nicht lösen konnte: Je abrasiver das Schnittgut ist, desto schärfer sind die Zähne [Von Koenigswald-1990].

Die vorliegende Arbeit hat daher zum Ziel, die natürlichen Strategien für effizientes Schneiden an Säugetierzähnen darzustellen und zu analysieren. Im Fokus soll hierbei der Umgang mit abrasiver Nahrung stehen. Ein Anspruch ist in diesem Zusammenhang das »Übersetzen« der Fachsprache der Biologen, Zahnmediziner und Paläontologen in eine technische aber gleichzeitig allgemein verständliche Sprache. Auf dieser Grundlage soll dann eine Analogiebetrachtung von technischen und biologischen Schneidverfahren erfolgen. Für das Schneiden abrasiv wirkender Kunststoffe wird dann ein bionisches Werkstoffkonzept für schnitthaltige Industriemesser entworfen und geprüft. Als Voraussetzung für diesen Entwicklungsschritt müssen vorab die detaillierten Verschleißmechanismen der ausgewählten Schneidanwendung ermittelt werden, die zum Abstumpfen der Schneidkante führen. Denn anders als in der Technik versucht die Natur nicht Verschleiß zu vermeiden – sie lenkt ihn!

2 Technische Schneidprozesse - Stand der Technik und Forschung

Schneidprozesse sind in der industriellen Praxis allgegenwärtig. Materialien werden in geometrisch bestimmte Stücke getrennt bzw. zerteilt. Dabei wird ein nur geringfügiger Materialabtrag erzeugt. Hierin besteht die Abgrenzung zur Zerspanung, bei der die Geometrie eines Werkstücks durch mechanisches Abtrennen kleiner Stoffteile (Späne) erreicht wird [DIN-2003]. Die Schneidtechnologie lässt sich in verschiedene grundlegende Schneidverfahren untergliedern. Die technischen Ausführungen der Schneidmaschinen sind so vielfältig wie die Materialeigenschaften und Geometrien der Schnittgüter, die sie zerteilen. Aus Gründen der Übersichtlichkeit konzentrieren sich die nachfolgenden Ausführungen daher auf das Messerschneiden und hierbei auf das Schneiden von Kunststoffen mit besonderer Verschleißwirkung. Nun könnte an dieser Stelle auf ein Standardwerk über die Mechanik des Schneidens im Allgemeinen und das Schneiden spezifischer Schnittgüter im Speziellen hingewiesen werden, welches dem interessierten Leser einen ähnlich detaillierten Einblick in andere Schneidverfahren bietet – diese Übersicht gibt es nicht! Nur wenige Wissenschaftler beschäftigen sich mit der Mechanik des Schneidens [Wüstenberg-1997]. Dabei ist zu bedenken, dass der Mensch gerade mit der Bearbeitung von Feuersteinknollen zu scharfen Klingen die Grundlage jeglicher technischen Entwicklung schuf [Glück-2004]. Noch 1957 bezeichnete Klemm die Mechanik des Messerschchnitts als »rätselhaft« [Klemm-1957]. Bis heute ist diesbezüglich kein wissenschaftlicher Durchbruch gelungen. Die Optimierung von Schneiden und Schneidparametern erfolgt bis heute rein empirisch. Damit steht das publizierte Wissen um die Schneidtechnik im umgekehrten Verhältnis zu dessen Bedeutung und Verbreitung in der industriellen Praxis.

2.1 Technologie des Schneidens

Nach DIN 8588 lassen sich Schneidverfahren in Scherschneiden und Keilschneiden unterteilen [DIN-2003]. Das Schnittgut wird in der Schneidtechnik auch als Werkstück bezeichnet. Allen Verfahren ist gemein, dass sie den Zerteilprozess durch lokal hohe Flächenpressungen einleiten. Diese wirken erst deformierend auf das Material und führen im Weiteren über hohe Normal- und Schubspannungen längs der Schneidkante zu dessen Trennung. Dabei berühren sich Messer und Material ständig [Redeker-1975]. Wie in Bild 2.1 zu erkennen ist, wird das Werkstück beim Scherschneiden zwischen zwei sich aneinander vorbei bewegendes Schneiden zerteilt. Die Werkzeuge induzieren flächig verteilte Druckspannungen in das Werkstück, woraus Schubspannungen resultieren, die zur Trennung des Materials führen. Voraussetzungen hierfür sind große Keilwinkel der Schneiden bis 90° . Je kleiner der Keilwinkel, desto kleiner wird die Druckfläche, wodurch sich die Druckspannungen an der Schneidkante erhöhen und anstelle der Schubspannungen Zugspannungen in der Trennebene des Werkstücks bewirken. Das Messer wirkt als spaltender Keil. Folglich wird dieser Schneidmechanismus als Keilschneiden bezeichnet (vergl. Bild 2.1).

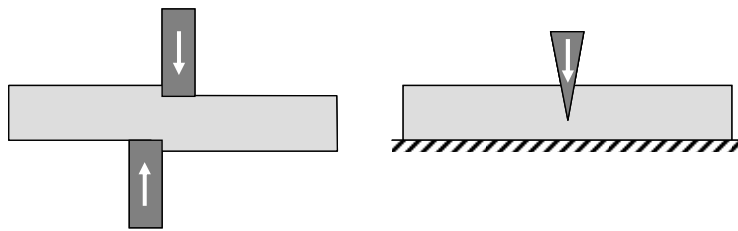


Bild 2.1: Scherschneiden und Keilschneiden (nach [DIN-2003])

Das Messerschneiden ist eine Art des Keilschneidens, wobei der Schnitt durch ein einzelnes Messer erfolgt. Durch den kleineren Keilwinkel und die geringere Schneidendicke und einen sehr kleinen Schneidkantenradius, ist die Schneide deutlich empfindlicher und gleichzeitig höher mechanisch belastet als die der Schere. Aus diesem Grund wird Scherschneiden überwiegend zur Zerteilung von Werkstücken mit hoher Festigkeit und Härte eingesetzt (beispielsweise Stahlbleche). Messerschneiden findet bei geringer Werkstückfestigkeit und elastischen bzw. viskoelastischen Schnittguteigenschaften Anwendung (Kunststoffe, Papier, Holz etc.). Die Schnittkräfte sind geringer und damit auch die Belastung der empfindlichen Schneide.

Beim Messerschneiden wird zwischen drückendem und ziehenden Schnitt unterschieden. Beim drückenden Schnitt ist die Druckkraft zur Teilung des Werkstücks ausschließlich senkrecht zur Schneidkante orientiert. Beim ziehenden Schnitt wird diese durch eine Ziehbewegung in Richtung der Schneidkante überlagert, so dass die resultierende Bewegungsrichtung in einem gewissen Winkel zur Schneidkante orientiert ist. Dies verkleinert den effektiven Keilwinkel des Messers. Es wird weniger Druckkraft in Vorschubrichtung benötigt [Landes-2006]. Aus diesem Grund findet

der ziehende Schnitt insbesondere bei druckempfindlichen Schnittgütern Anwendung.

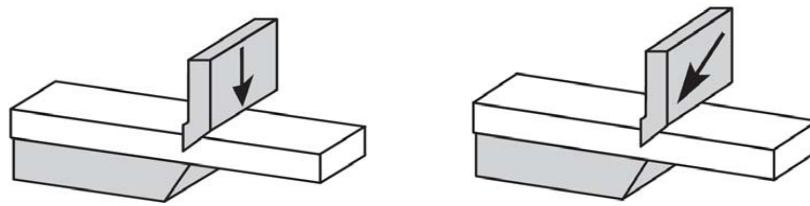


Bild 2.2: Drückender (links) und ziehender Messerschnitt (rechts) sowie dessen Effekt zur Verringerung des effektiven Keilwinkels (rechts) (nach [DIN-2003] aus [Lohrengel-2009])

Bereits bei dieser grundlegenden Betrachtung des Schneidens wird die technische Herausforderung deutlich: Je schlanker die Messergeometrie und je feiner die Schneide ausgebildet ist, desto effektiver erfolgt der Trennprozess. Gleichzeitig wird die Schneide umso empfindlicher, da sich Schnittkräfte auf kleinsten Flächen an der Schneidkante konzentrieren, woraus hohe Spannungen im Messerwerkstoff resultieren. In der industriellen Anwendung wird jedoch maximale Robustheit – lange Standzeiten der Messer und gleichbleibende Schnittqualitäten – gefordert. Dies gilt auch für das Schneiden von Kunststoffen.

Thermoplastische Kunststoffe werden innerhalb ihrer Wertschöpfungskette mehrfach geschnitten. In der Kunststofftechnik wird hierfür der Begriff Granulierung verwendet. Kunststoffe werden über Schneidverfahren in Granulatform mit zylindrischer oder sphärischer Geometrie gebracht, um ihre gefahrlose Handhabbarkeit, Rieselfähigkeit und damit Dosierbarkeit sowie makroskopische Homogenität zu gewährleisten. Kunststoffe werden bei ihrer Herstellung, bei ihrer Aufarbeitung und im Rahmen des Recyclings granuliert. Bei der Polymerherstellung muss das schmelzflüssige oder pulverförmige Polymer aus dem Reaktor in eine handhabbare Form gebracht werden. Kein Kunststofftyp wird ohne Modifikation verwendet. Bei der Aufarbeitung – der so genannten Compoundierung – werden die Granulate daher erneut aufgeschmolzen, mit Additiven und Füllstoffen in speziellen Mischaggregaten, den Extrudern, versetzt und wieder in Granulatform geschnitten. Dieser Schnitt kann im schmelzflüssigen oder bereits erstarrten Zustand des Kunststoffs erfolgen.

Über die Düse des Extruders wird ein Strang ausgeformt. Erfolgt die Granulierung ohne vorheriges Abkühlen und Erstarren des Strangs wird dieser Schnitt als Heißabschlag bezeichnet. Die Granuliermesser rotieren hierbei unmittelbar über der Lochplatte des Extruders. Die Bohrungsausstritte der Lochplatten bilden die Gegenleisten des Schnitts. Für die Kühlung und den Abtransport der geschnittenen Granulate wird Druckluft (trockener Schnitt) oder Wasser (nasser Schnitt) eingesetzt.

Weit verbreitet, da für unterschiedlichste Kunststofftypen anwendbar, ist der Kaltabschlag. Bei dieser Granulierteknik wird der ausgeformte Kunststoffstrang erst abgekühlt und dann geschnitten. Auch hier wird zwischen dem trockenen und nassen Schnitt unterschieden. Beim nassen Schnitt wird der Strang im Wasserbad gekühlt und unter Wasser geschnitten (Unterwassergranulierung). Die Trocknung der Granulate erfolgt anschließend. Bei der so genannten Stranggranulierung wird der Kunststoffstrang auch mittels Wasserkühlung ausreichend durchgekühlt, dann aber

durch Abblasen des Wassers mit Luft oder durch Nutzung der Restwärme als Strang getrocknet und trocken geschnitten [Bartl-2008].

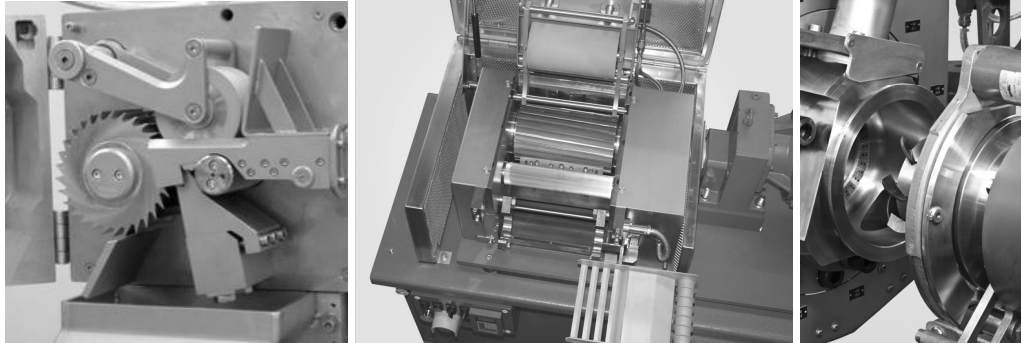


Bild 2.3: Ausführungsbeispiele Granuliersysteme: Stranggranulatoren (links und Mitte); Unterwassergranulator (rechts) [Quelle: Automatik Plastics Machinery]

Bild 2.3 zeigt Ausführungsbeispiele der unterschiedlichen Granuliermaschinen, wie sie in der Praxis Anwendung finden. Die Leistungsfähigkeit dieser Schneidsysteme reicht bis zu Durchsatzleistungen von 70 Tonnen Granulat je Stunde. Im Sinne der Zielstellung dieser Arbeit ist es aber nicht erforderlich, die technischen Merkmale einzelner Ausführungsformen detailliert zu betrachten. Zur Untersuchung der Verschleißeffekte beim Kunststoffschneiden wäre dieser Maßstab zu groß gewählt. Denn unabhängig von der Maschinengröße, der Anzahl der Messer und der Durchsatzleistung erfolgen die wesentlichen Prozesse des Schnittes an den vordersten Mikrometern der Schneidkante. Reib- und Verschleißmechanismen, die zur Abstumpfung des Messers führen, können nicht generell benannt werden, da sie von unterschiedlichsten Randbedingungen beeinflusst werden. Es ist daher notwendig, das tribologische System des Kunststoffschneidens im Detail darzustellen.

2.2 Tribologie des Kunststoffschneidens

Definitionsgemäß umfasst ein tribologisches System »alle an einer tribologischen Beanspruchung beteiligten stofflichen Komponenten und ihre Eigenschaften mit den sich bei ihnen ergebenden Veränderungen sowie die für die Beanspruchung charakteristischen Vorgänge und Größen« [Deters-2002]. Die Analyse des Tribosystems hat das Ziel, Verschleißvorgänge zu verstehen und zu optimieren. Es scheint daher zielführend, das Tribosystem Kunststoffschneiden zu skizzieren, um dann dessen einzelne Komponenten zu beschreiben – im Sinne des Stands der Technik aber auch anhand von Forschungsergebnissen. Denn, wie oben beschrieben, sind die am Schnitt beteiligten Prozesse bislang nicht vollständig beschreibbar. Die Struktur des Tribosystems Schneiden ist in Bild 2.4 dargestellt. Es kann nicht durch einen einzelnen Zustand beschrieben werden, da sich die Tribologie während des Schneidvorgangs verändert.

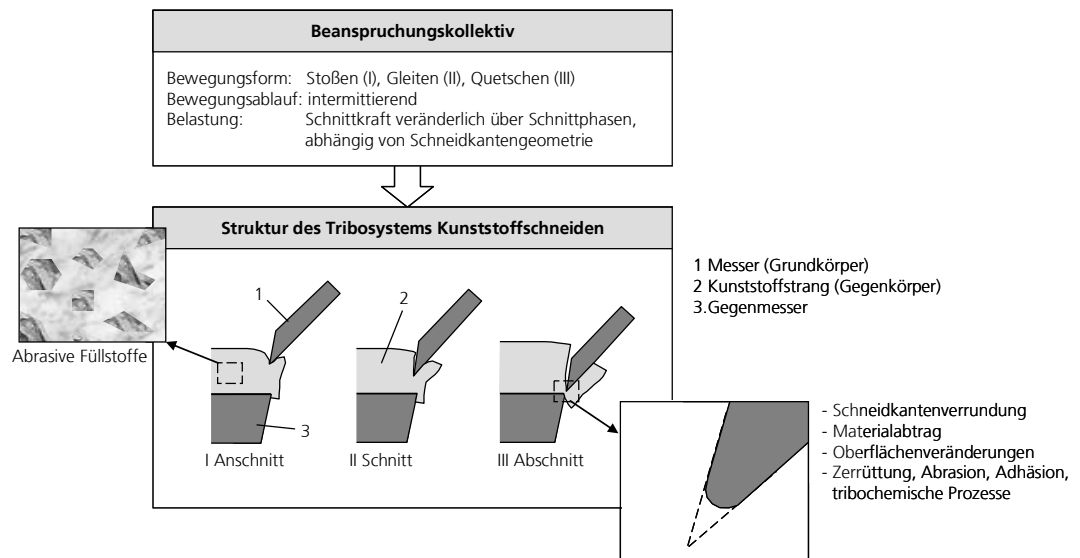


Bild 2.4: Tribosystem Kunststoffschnitzen

Die Struktur des Tribosystems wird durch das Messer/Gegenmesser, das Schnittgut und ihre Position zueinander während eines einzelnen Schnittes gebildet. Ihre Werkstoffeigenschaften müssen beschrieben werden. Aus der Wechselwirkung der beteiligten Werkstoffe unter der gegebenen Beanspruchung resultieren die Verschleißkenngrößen. Hierbei ist zu klären, welche Verschleißerscheinungsformen auftreten und welche Beträge sie einnehmen. Das Beanspruchungskollektiv wird durch stoßende, anschließend gleitende Bewegungsformen gebildet. Der Bewegungsablauf ist intermittierend, die auftretenden Reibkräfte variieren nicht nur während eines Schnittes hinsichtlich Betrag und Angriffspunkt, sondern auch über die Schnittanzahl durch eine sich verändernde Schneidengeometrie.

2.2.1 Schneidgeometrien und -kinematik

In Bild 2.5 sind die wichtigsten geometrischen und kinematischen Einflussgrößen eines Schnittes dargestellt. Der Keilwinkel der Schneide wird mit β bezeichnet. Gemeinsam mit dem Freiwinkel α bildet er den Schnittwinkel δ . Der Freiwinkel beschreibt den Winkel des Freiraums zwischen Messer und der Schnittfläche am Schnittgut. Die entsprechende Fläche der Schneide wird als Freifläche bezeichnet, die dem Span zugewandte Seite als Spanfläche. Der Schneidspalt a beschreibt den geringsten Abstand zwischen den Schneidkanten von Messer und Gegenmesser. Der Strang wird mit der Vorschubgeschwindigkeit v_v , das Messer mit der Rotorumfangsgeschwindigkeit v_s bewegt.

Bis heute existiert kein einheitliches Maß für die Schärfe eines Messers. Oft wird der Schneidkantenradius r_s verwendet. Nicht immer bildet jedoch die Schneidkantenkontur einen eindeutigen Radius. In solchen Fällen kann es sinnvoll sein, die Verschleißmarkenbreite b zu messen. Gleichzeitig ist aber eben diese Schärfe des Messers der entscheidende Parameter für die Schnittkraftentwicklung [McCarthy-2010].

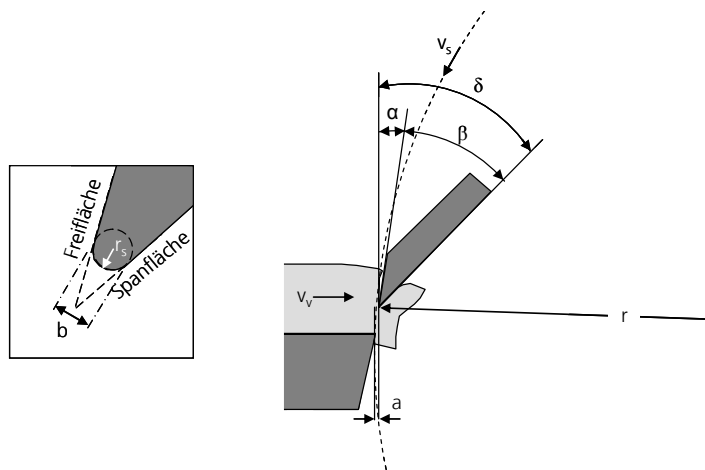


Bild 2.5: Geometrische und kinematische Größen des Einzelschnitts (nach [Redeker-1975])

Wie oben beschrieben, kann der Einzelschnitt in drei Schnittphasen unterteilt werden: Anschnitt-, Schnitt- und Abschnittphase. In der einleitenden Anschnittphase trifft das Messer auf die Strangoberfläche und deformiert diese in Abhängigkeit der Elastizität des Schnittguts so lange, bis die für die Trennung erforderlichen Spannungen im Schnittgut erreicht werden. Spannungsoptische Aufnahmen von Redeker [Redeker-1975] zeigen eine Druckbelastung des Strangs in dieser Phase. Entscheidende Einflussgrößen sind neben den Materialkennwerten des Schnittguts insbesondere die geometrischen Kennwerte des Messers, Keilwinkel, Schnittwinkel und Schneidkantenradius. Je schlanker das Messer ist und je kleiner der Schnittwinkel, desto effektiver wird die Keilwirkung des Werkzeugs genutzt. Es entstehen lediglich kleine Deformationen am Schnittgut. Die Druckkraft, die den Anschnitt bewirkt, ist gering [Redeker-1975]. Ein scharfes Messer ist hierfür die Voraussetzung. Über einen vergrößerten Schneidkantenradius kommt es zu einer Abschwächung der für das Messerschneiden entscheidenden Spannungskonzentration an der Schneidkante [Bauer-2001a].

Zu Beginn der Schnittphase, unmittelbar nach dem Anschnitt, relaxieren die elastischen Verformungen des Schnittguts, so dass das aufgetrennte Material an Frei- und Spanfläche mit größerer Geschwindigkeit als der Messergeschwindigkeit entlang gleitet. Im weiteren Verlauf wird der Span um den Schnittwinkel δ abgebogen. Redeker [Redeker-1975] erkannte anhand spannungsoptischer Aufnahmen komplexe Spannungsverteilungen im Schnittgut während dieser Phase. Der Autor leitete daraus ab, dass im Bereich der Messerschneide hauptsächlich Scherspannungen die Trennung des Materials bewirken. Das Gegenmesser wird dabei auf Druck belastet.

In der Abschnittphase ändert sich ein weiteres Mal die Beanspruchung des Schnittguts. Im Schneidspalt a bildet sich ein Materialzwickel, an dem der sich bereits von der Spanfläche des Messers entfernende Span noch mit dem Strangmaterial verbunden ist. Dieser wird durch das sich weiter bewegende Messer solange mit Zugspannungen beansprucht, bis er abgeschnitten oder abgerissen wird. Die gesamte Schnittphase geht somit über den Zeitpunkt hinaus, in dem das Messer das Gegenmesser bereits passiert hat. Wichtige Einflussgrößen in dieser Phase sind neben den spezifischen Schnittguteigenschaften der Schneidspalt a , der Schnittwinkel δ , die Schnittgeschwindigkeit v_s und die Schärfe des Messers [Redeker-1975].

Bisherige Forschungsarbeiten zur Tribologie des Schneidens hatten immer das Ziel, die physikalischen Zusammenhänge beim Einzelschnitt zu verstehen und über Modellbildung den Schnittkraftverlauf nachzubilden [Bauer-2001a, Gottberg-1969, Gottberg-1971, Redeker-1975]. Der Einfluss der Schärfe wurde allerdings bei allen Autoren vernachlässigt. Verschleißeffekte, die zur Abstumpfung der Schneidkante führen, wurden überhaupt nicht angesprochen, obwohl tribologische Kennwerte in den Modellen von Redeker [Redeker-1975] durchaus Eingang finden. Lediglich Bauer [Bauer-2001a] dokumentiert die Veränderung des Schnittkraftverlaufs in Abhängigkeit des Schneidkantenradius – dies aber nur am quasi-statischen Schneidprozess bei geringen, nicht praxisrelevanten Schnittgeschwindigkeiten an einer Polypropylen tafel. Dennoch können anhand der Schnittkraftentwicklung mit zunehmendem Schneidkantenradius qualitativ Rückschlüsse auf die Mechanismen des Trennprozesses gezogen werden, wie in Bild 2.6 zu erkennen ist.

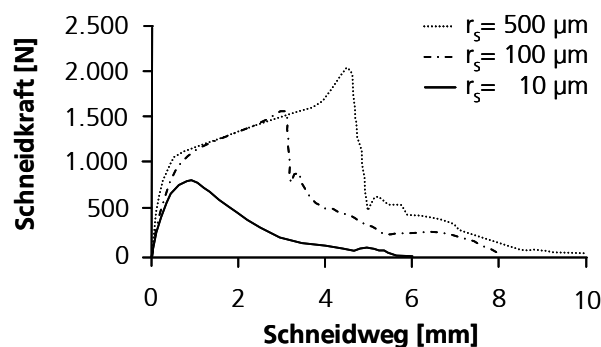


Bild 2.6: Schneidkraft-Weg-Kurven bei unterschiedlichen Schneidkantenradien r_s (nach [Bauer-2001a])

Bei einem scharfen Messer kommt es zu einem steilen Anstieg der Schnittkraft zu Beginn des Schnitts. Das Schnittkraftmaximum wird im Moment des Anschnitts erreicht. Die Schnittkraft verringert sich anschließend, ein erneuter leichter Anstieg wird beim Abschnitt des Spans aufgezeichnet. Bei einer stumpferen Schneidkante ändert sich der charakteristische Schnittkraftverlauf vollkommen. Die Schnittkraftkurve steigt wieder steil an, nimmt aber deutlich höhere Maximalwerte an. Nach Überschreiten des Maximums kommt es anstelle des Anschnitts zum schlagartigen Versagen des Materials und dem drastischen Abfall der Schnittkraft. Die Verschiebung der maximalen Schnittkraft auf dem Schneidweg und der längere Gesamtschneidweg sind offensichtlich der langsamen Schnittgeschwindigkeit geschuldet. Das Material fließt plastisch. Obwohl Bauer [Bauer-2001a] im Weiteren dynamische Schneidversuche mit Schneidgeschwindigkeiten bis 40 m/s durchführt, wird der Einfluss des Schneidkantenradius nicht weiter untersucht. Dies überrascht, da der Autor in seinen Voruntersuchungen dokumentieren kann, dass dieser Parameter der relevanteste Parameter in Bezug auf die Schnittkraftentwicklung ist, wie Bild 2.7 zeigt. Das Gegenmesser fungiert beim Schneidvorgang im Wesentlichen als Gegenhalter. Der Schneidkantenradius des Gegenmessers ist demnach von untergeordneter Bedeutung für die Schnittkraftentwicklung [Bauer-2001b].

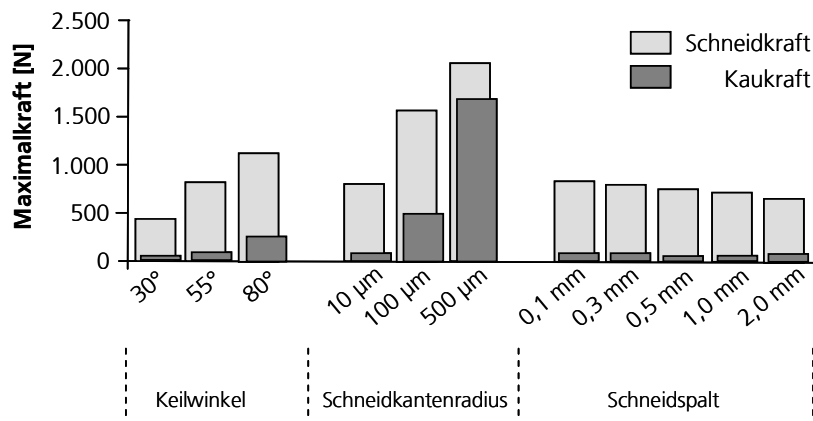


Bild 2.7: Maximale Schneidkraft und Kaukraft in Abhängigkeit der Parameter Keilwinkel, Schneidkantenradius und Schneidspace, gemessen am quasi-statischen Einzelschnitt ($v_s=0,002$ m/s) (nach [Bauer-2001a])

Alle bisher dargestellten Kräfte sind als vertikale Schnittkräfte zu verstehen, die parallel zur Schnittebene wirken. Horizontale Schnittkräfte werden als passive Schnittkraft oder Kaukraft bezeichnet. Ihre Größe und Richtung wird von Schnittwinkel und Elastizität des Schnittguts beeinflusst. Die passive Schnittkraft gibt auch die Bewegungsrichtung des abgeschnittenen Spans vor. Bauer [Bauer-2001a] zeigt die Entwicklung beider Schnittkraftkomponenten (vergl. Bild 2.7). Der Autor ermittelt auch einen starken Einfluss der Schnittgeschwindigkeit auf die Entwicklung der maximalen Schnittkraft. Mit zunehmender Geschwindigkeit steigt die Maximalkraft an, ebenso die Steigung der Schnittkraftkurve, was der Autor auf Verfestigungseffekte und einen steigenden Elastizitätsmodul zurückführt. Ab einer Geschwindigkeit von 4 m/s ist kein weiterer Anstieg der Schnittkraft zu erkennen, die Verfestigungseffekte des eingesetzten Polypropylens scheinen hier eine Grenze erreicht zu haben. Ab einer Geschwindigkeit von 1 m/s werden jedoch Sprödbrechereffekte beobachtet.

Jeder der oben aufgeführten Autoren setzte sich intensiv mit den schneid- und bruchspezifischen Kennwerten der verwendeten Kunststoffe für die Modellbildung auseinander. Keiner spricht jedoch die verschleißende Wirkung des Kunststoffs auf das Messer an. Dies soll an dieser Stelle nachgeholt werden.

2.2.2 Abrasivität von Kunststoffen

Kunststoffe bestehen überwiegend aus Kohlenstoff. Gemeinsam mit weiteren Elementen wie Wasserstoff, Stickstoff, Sauerstoff, Chlor oder Fluor bilden sie das Monomer, das Grundmolekül des Polymers. Viele miteinander verknüpfte Monomere bilden das Makromolekül des Kunststoffs, welches in den meisten Fällen einen fadenförmigen Charakter aufweist. Die Ausgangsstoffe bieten jedoch mehr bindungsfähige Stellen, als zum Aufbau der Makromoleküle notwendig sind. An diesen aktiven Stellen vernetzen die Makromoleküle und bilden so das Polymer. Je nach Struktur der Makromoleküle und ihrer Vernetzung lassen sich Polymere in vier Hauptgruppen Thermoplaste, Elastomere, thermoplastische Elastomere und Duroplaste

mit ihren charakteristischen Merkmalen unterteilen [Menges-2002]. Bild 2.8 verdeutlicht diesbezüglich die Zusammenhänge.

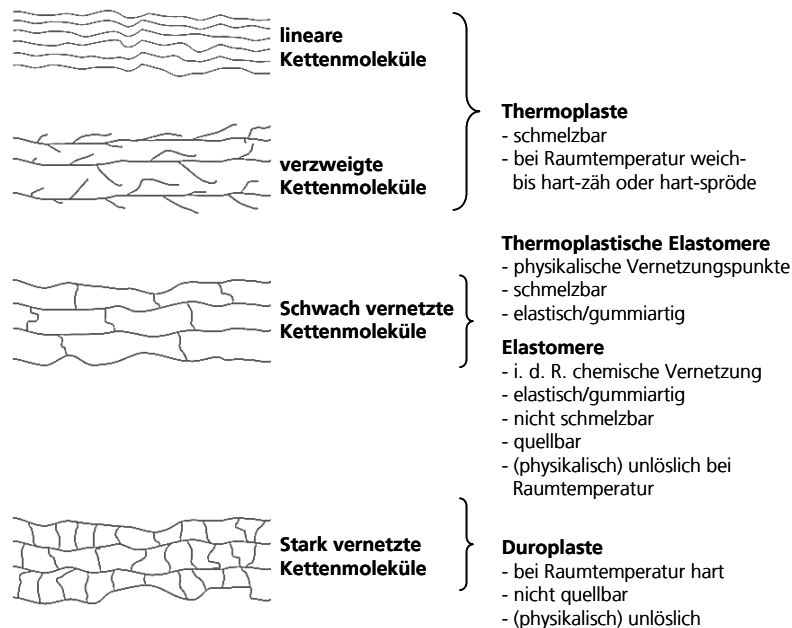


Bild 2.8: Schematische Darstellung der möglichen Anordnungen von Kettenmolekülen in Kunststoffen und deren charakteristischen Eigenschaften (nach [Menges-2002])

Im Sinne der Zielstellung dieser Arbeit sollen nur die schmelzbaren Polymere, die Thermoplaste und thermoplastischen Elastomere betrachtet werden. Aber selbst bei ihnen reichen die mechanischen Eigenschaften von gummiartig bis hart-spröde. Die Rohdichte kann Werte von $0,9 \text{ g/cm}^3$ bei Polyolefinen, wie Polyethylen (PE), bis $2,2 \text{ g/cm}^3$ bei so genannten Hochleistungskunststoffen, wie Polytetrafluorethylen (PTFE) annehmen. Der Elastizitätsmodul reicht von 15 N/mm^2 (thermoplastische Elastomere) bis ca. 4.600 N/mm^2 (Hochleistungskunststoff). Aus den unterschiedlichen chemischen Strukturen ergeben sich spezifische mechanische, physikalische und chemische Eigenschaften, wodurch Polymere ein breites tribologisches Eigenschaftsprofil einnehmen.

Während die Anzahl der Polymere groß aber nicht unüberschaubar ist, macht es die Tatsache, dass kein Polymer in seiner reinen, polymerisierten Form verwendet wird, unmöglich, selbst für einen einzelnen Kunststofftypen allgemeingültige tribologische Aussagen zu treffen. Polymere werden mit Additiven und Füllstoffen versetzt, welche die mechanischen Eigenschaften (beispielsweise durch Weichmacher oder Verstärkungstoffe) und die Reib- und Verschleißigenschaften grundlegend beeinflussen. Tabelle 2.1 zeigt eine Übersicht industriell eingesetzter Zusatzstoffe für Kunststoffe.

Tabelle 2.1: Zusatzstoffe für Kunststoffe (nach [Rudschuck-2008])

Füllstoffe und Verstärkungsmittel		Funktionsstoffe
Glasfasern	Kreide	Antioxidantien
Fasern auf C-Basis	Kaolin	Wärmestabilisatoren
Borfasern	Holzmehl	UV-Stabilisatoren
Whisker	Wollastonit	Weichmacher
Titanfasern	Bariumsulfat	Verarbeitungshilfen
Glaskugeln	Quarz/SiO ₂	Farbmittel
Polymere Hohlkugeln	Ruß	Antistatika
Metalloxide/-pulver	Glimmer	Antimikrobielle Additive
	Talkum	Treibmittel
		Haftvermittler
		Peroxide/Vernetzer
		Flammhemmende Additive

An dieser Stelle soll nicht auf die chemische und/oder mechanische Wirkung der Zusatzstoffe eingegangen werden. Hierfür sei auf die entsprechende Literatur verwiesen, beispielsweise [Zweifel-2009]. Vielmehr soll die abrasive Wirkung der Füll- und Verstärkungsmittel betrachtet werden. In Tabelle 2.2 sind die Eigenschaften einer Auswahl abrasiv wirkender Stoffe aufgeführt.

Tabelle 2.2: Eigenschaften abrasiv wirkender Füll- und Verstärkungsmittel

Zusatzstoff	Dichte [g/cm ³]	Härte n. Mohs	Vickers-härte [HV]	Gestalt	Typische Abmessungen
Kreide	2,7	3	k.A.	Kugelförmig	Ø 0,8 µm
Silica (Quarzmehl)	2,6 – 2,7	7,5	1200	Kugelförmig	Ø 5 nm bis 50 µm
Wollastonit	2,9	4,5	k. A.	Faserförmig	Ø 6 bis 25 µm, l: 20 bis 350 µm
Aluminiumoxid	4	9	1350	Kugelförmig	Ø 1 bis 50 µm
Titandioxid	4,3	7	1150	Kugelförmig	Ø 0,3 bis 3 µm
Glasfasern	2,5	6	1200	Faserförmig	Ø 5 bis 24 µm, l: 100 bis 700 µm
Glaskugeln	2,5	6	850	Kugelförmig	Ø 5 bis 50 µm
Kohlefasern	1,8	k. A.	k. A.	Faserförmig	Ø 7 µm

Auffallend ist die hohe Härte der Metalloxide, welche eine hohe abrasive Wirkung dieser Füllstoffe vermuten lässt. Tatsächlich ist Titandioxid (TiO₂) in der Kunststofftechnik weit verbreitet, da es als Weißpigment sehr oft Verwendung findet, nachdem traditionelle anorganische Farbpigmente aus toxikologischen Gründen ersetzt wurden. Zunehmende industrielle Bedeutung erlangen Farbmasterbatches, Polymer-Farbkonzentrate mit TiO₂-Anteilen bis 70 Gew.-%. Bild 2.9 zeigt die Verschleißwirkung des TiO₂ im Vergleich zu anderen Farbstoffen. Dargestellt sind die Ergebnisse

eines sogenannten Plättchentests, bei dem das Polymer schmelzflüssig durch einen Spalt gedrückt wird, der von zwei Metallplättchen gebildet wird.

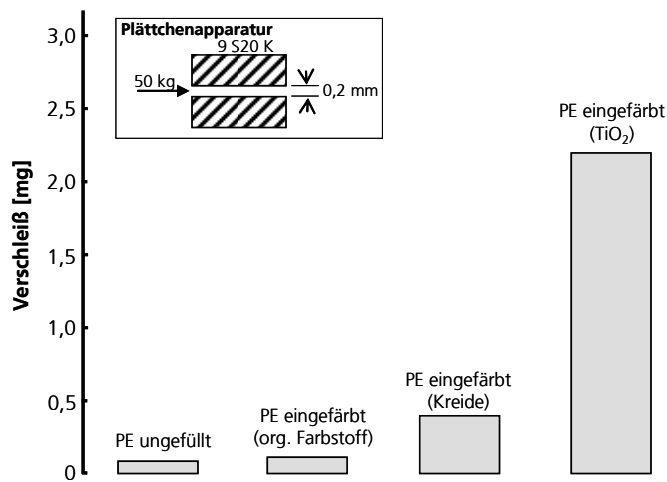


Bild 2.9: Abrasivität von verschiedenen Farbmitteln gegenüber CuAl-10NiFe4 ermittelt mit der Plättchenapparat (nach [Herzig-1992])

Untersuchungen zeigen, dass die Verschleißwirkung nicht allein von der Härte des jeweiligen Füllstoffs abhängig sein kann. Chemische Struktur, Korngröße und Kornform beeinflussen die Abrasivität. Gleichzeitig wird deutlich, dass wissenschaftliche Untersuchungen, welche die Verschleißwirkung der Füllstoffe behandeln, auf die Kunststoffverarbeitungsverfahren Extrusion und Spritzguss abzielen und daher das Kunststoff-Füllstoff-Gemisch im schmelzflüssigen Zustand betrachten. Die Tribologie erstarrter Polymere wurde zwar auch umfangreich untersucht, hierbei liegt der Fokus der Untersuchungen aber überwiegend auf dem Verschleißverhalten des Kunststoffs selbst, beispielsweise als Werkstoff für Gleitlagerbuchsen (vergl. [Friedrich-1986]). Quantitative Aussagen zur Verschleißwirkung dieser Füllstoffe beim Schneiden der Polymere bietet die Fachliteratur nicht.

Dennoch wird Abrasion als allgegenwärtiger Verschleißmechanismus bei Granuliersystemen erkannt. Adhäsion (ausgelöst durch elastische und plastische Verformungen durch adhäsive Bindungen zwischen den Reibkörpern) und tribochemischer Verschleiß (ausgelöst durch chemische Reaktionen in der tribologischen Paarung) haben im Vergleich dazu eine eher untergeordnete Bedeutung [Mennig-2008]. Adhäsion tritt nur bei sich flächig berührenden Körpern auf. Bei der Granulierung wird, wie oben dargestellt, immer eine Linienberührung angestrebt. Tribochemische Reaktionen können in Form von Korrosion auftreten. Auslösende Elemente sind korrosive Bestandteile des Kunststoffs. Sie wirken aber nur im schmelzflüssigen Zustand des Polymers. Bei der Unterwassergranulierung kann das Kühlwasser entsprechend seines pH-Wertes korrosiv auf die Schneiden wirken. Wenn diese Verschleißmechanismen auch hinsichtlich des von ihnen provozierten Verschleißbetrags eine untergeordnete Rolle spielen, können sie doch in Kombination die abrasive Wirkung erhöhen [Mennig-2008].

Die Verschleißmechanismen der Abrasion sind in Bild 2.10 dargestellt und lassen sich in Mikropflügen, -spanen, -brechen und -zerrüttung unterscheiden. Mikropflü-

gen und -zerrüttung können nur bei duktilen Werkstoffen auftreten, da in diesem Fall das Eindringen des abrasiven Teilchens plastische Deformation bewirkt. Mikrozer-rüttung wird durch sich wiederholende, alternierende Belastungen initiiert. Bild 2.10 zeigt schematisch die wiederholte plastische Deformation eines Volumenelements durch pflügende Furchung. Nimmt die Härte des Werkstoffs zu, verschiebt sich der Mechanismus in Richtung Mikrospanen. Spröde Werkstoffe zeigen schollenartiges Abplatzen der Oberfläche (Mikrobrechen). Das abrasive Partikel verursacht Schubspannungen im Werkstoff, deren Maxima in einem gewissen Abstand unterhalb der Oberfläche liegen, so dass dort zuerst Risse entstehen, die dann zu charakteristi-schen flächigen Ausbrüchen führen [Zum Gahr-1987].

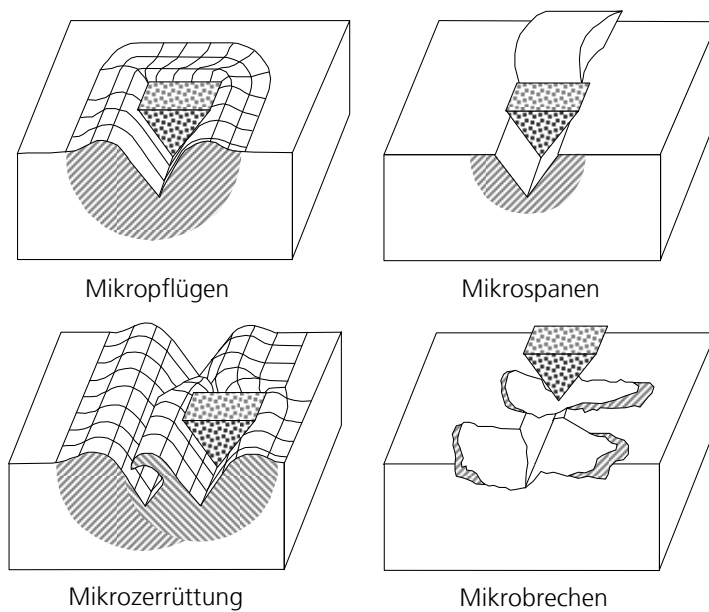


Bild 2.10: Unter-Verschleißmechanismen der Abrasion (nach [Zum Gahr-1987])

Abrasiver Verschleiß kann auch dann erfolgen, wenn die Härte der abrasiven Teilchen geringer als die Härte des belasteten Werkstoffs ist. Für diesen Fall hat sich der Begriff der weichen Abrasion etabliert [Richardson-1968]. Auch weichere Teilchen können elastische und plastische Deformationen der Oberfläche verursachen und über Zerrüttung und Ausbruch den härteren Werkstoff verschleifen. Der Verschleißbetrag ist geringer als beim harten Verschleiß. Dieser Aspekt wird nachfolgend vertieft betrachtet.

2.3 Verschleißwiderstand von Schneidwerkstoffen

Der Verschleißwiderstand ist als Reziprokwert des Verschleißbetrages eine Kenngröße für die Verschleißbeständigkeit von Werkstoffen. Um den Verschleißwiderstand gegen den bei der Kunststoffverarbeitung dominierenden Verschleißmechanismus Abrasion zu erhöhen, sind zwei strategische Prinzipien bei der Auswahl und Entwicklung der Schneidwerkstoffe zu erkennen: Die Erhöhung der Werkstoffhärte und die Verwendung von Hartphasen in einem ausreichend festen aber duktilen Gefüge. Wichtige Werkstoffe für Schneidanwendungen sind dementsprechend Werkzeugstähle, Hartlegierungen und Hartmetalle. Eher als Sonderwerkstoffe anzusehen sind Keramiken [Mennig-2008].

Mit höherer Härte werden die Furchungstiefe und damit der Verschleiß verringert. Hierbei ist das jeweilige Verhältnis der Härte des Abrasivstoffes und des gefurchten Werkstoffs zu beachten. In diesem Zusammenhang gelten die allgemeinen Gesetzmäßigkeiten der Tieflagen-Hochlagen-Charakteristik, welche in Bild 2.11 schematisch dargestellt sind. Ein System befindet sich in der Verschleißtieflage, wenn die Härte des furchenden Partikels H_A deutlich unter der Härte des beanspruchten Werkstoffs H_M liegt. Das Verschleißvolumen ist gering. Es vergrößert sich jedoch drastisch, wenn H_A größer als H_M ist, das System befindet sich dann in der Verschleißhochlage.

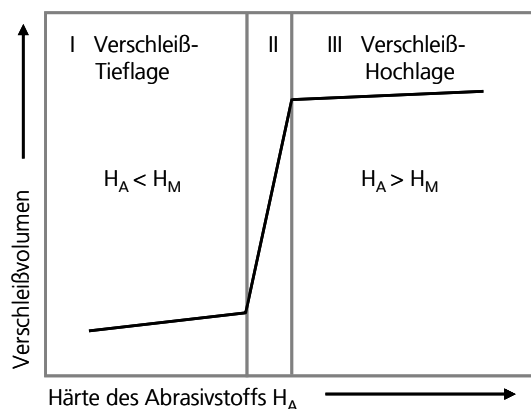


Bild 2.11: Einfluss der Härte des Abrasivstoffs H_A auf den Verschleiß eines Werkstoffs mit der Härte H_M (schematisch vereinfachte Darstellung) (nach [Czichos-2010])

Zwischen diesen Zuständen existiert ein Übergangsbereich ($H_A \sim H_M$). Für die Anwendungstechnik folgt hieraus, dass die Härte des abrasiv belasteten Werkstoffs H_M mindestens das 1,3-fache der Härte des abrasiven Partikels einnehmen muss ($H_M > 1,3 H_A$), damit sich das Furchungssystem in der Tieflage befindet [Czichos-2010].

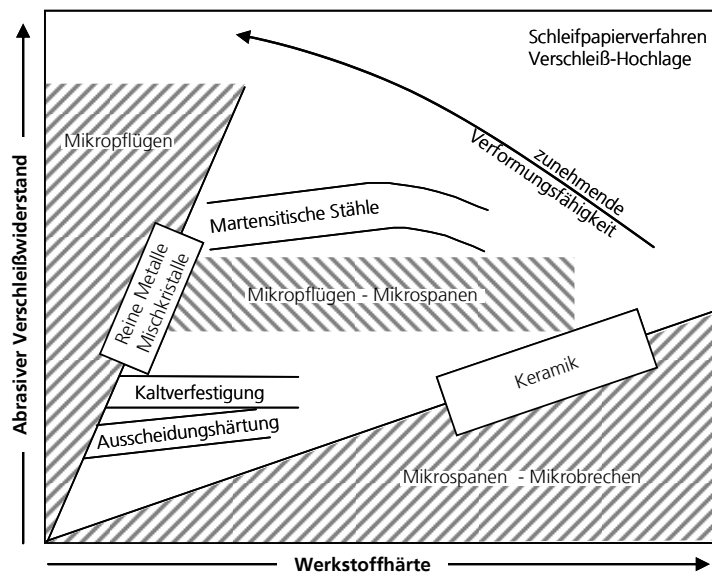


Bild 2.12: Schematischer Zusammenhang zwischen Werkstoffhärte und abrasivem Verschleißwiderstand bzw. der auftretenden Verschleißform in der Verschleißhochlage für ausgewählte Werkstoffe (nach [Zum Gahr-1988])

Werkzeugstähle werden aus diesem Grund für Ihren Einsatz martensitisch gehärtet. Hierbei können maximale Härten von ca. 1.000 HV_{0,05} erreicht werden [Berns-2006]. Diese Werte werden von vielen Abrasivpartikeln in Kunststoffen überschritten, wodurch sich das System in der Verschleiß-Hochlage befindet. Bild 2.12 zeigt, dass unter diesen Bedingungen die Verschleißbeständigkeit martensitischer Stähle nicht linear mit ihrer Härte ansteigt. Vielmehr wirkt sich die plastische Verformungsfähigkeit der Werkstoffe positiv auf den Verschleißwiderstand bei Furchung aus. Sie geht mit zunehmender Härte der martensitischen Stähle verloren. Der Verschleißprozess wird von Mikropflügen hin zu Mikrospanen verschoben. Die weitere Einschränkung der Verformungsfähigkeit führt zum Mikrobrechen der dann spröden Oberfläche durch das Abrasivkorn. Dies ist ein Grund für den in Bezug auf ihre hohe Härte geringen Abrasionswiderstand der Keramiken in Verschleißhochlage [Zum Gahr-1988].

Des Weiteren sind komplexe mehrachsige Spannungszustände in den Schneidwerkzeugen zu beachten. Die mechanischen Eigenschaften beeinflussen den abrasiven Verschleißwiderstand daher ebenfalls. Wichtiger Parameter in diesem Zusammenhang ist der Bruchwiderstand des Werkstoffs. Die Biegefestigkeit bietet sich diesbezüglich als Kennwert an [Berns-2006].

Daher werden heute bruchzähe Schneidwerkstoffe mit verminderter Härte in Schneidanwendungen eingesetzt. Der Abrasionswiderstand wird dann über Hartphasenanteile im Werkstoff erreicht. Werkzeugstähle bieten hierzu entsprechende Möglichkeiten. Ihre Härte ist exakt einstellbar. Gleichzeitig können über den Kohlenstoffanteil und weitere Legierungsbestandteile keramische oder metall-keramische Hartphasen in die metallische Matrix eingebracht werden. Hier sind es insbesondere Chrom, Niob und Vanadium, deren Karbide bei Ausscheidung deutlich härter sind als Eisenkarbide [Berns-2006]. In Bild 2.13 sind die Härten verschiedener Hartphasen denen der metallischen Matrices und Abrasivstoffe der Kunststoffe gegenübergestellt.

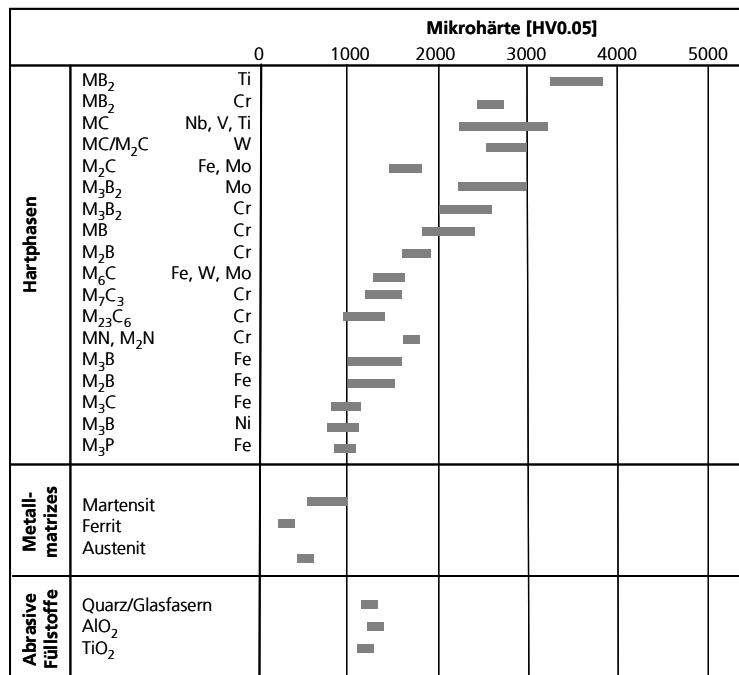


Bild 2.13: Mikrohärte von Hartphasen (und Hartphasenbildner), Metallmatrizes und Abrasivstoffen bei Raumtemperatur (ergänzt nach [Berns-2006])

Für einen wirkungsvollen Verschleißschutz bedarf es der Anpassung der Werkstoffeigenschaften von Matrix und Hartphasenpartikeln, sowie der Wahl des Hartphasenanteils, -größe, -verteilung und -anbindung in Abhängigkeit des Abrasivkorns. Den Einfluss der Hartphasengröße und -verteilung verdeutlicht Bild 2.14. Die Hartphasen sollen Hindernisse für das ritzende Abrasivkorn bilden. Es besteht die Gefahr, dass – im Verhältnis zur Abrasivkorngröße – zu feine Hartphasen mit dem Span abgetragen werden, was deren Wirkung als Furchungswiderstand mindern würde. Bei dieser Karbidgröße könnte nur ein höherer Hartphasenanteil zu einer Verkleinerung der freien Weglänge zwischen den Hartpartikeln und damit zu einem erschwerten Eindringen des Abrasivkorns führen. Netzartig verteilte Hartphasen bieten der Metallzelle wenig Schutz gegen Furchung, woraus ebenfalls ein verminderter Verschleißschutz resultiert [Berns-2006].

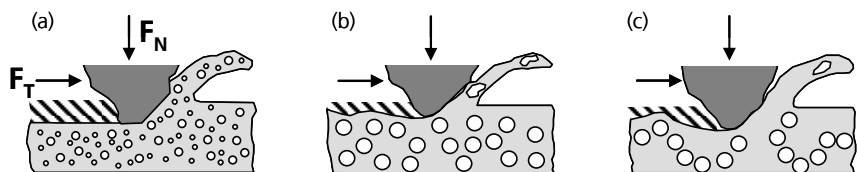


Bild 2.14: Schematische Darstellung des Verschleißes beim Furchen durch ein Abrasivkorn, (a) Hartphasen zu klein, (b) Hartphasen wirksam groß, (c) Hartphasen ungünstig (netzförmig) verteilt. F_N = Normalkraft, F_T = Tangentialkraft (nach [Berns-2006])

In der industriellen Praxis gestaltet sich die exakte Auslegung und Optimierung des Stahls allerdings schwierig. Schneidwerkzeuge verfügen in den meisten Fällen über eine flache, langgestreckte Form bis hin zur Blechform. Die Verfügbarkeiten vieler Werkstoffstähle in diesen geometrischen Dimensionen sind eingeschränkt. Sonderchargen werden nur bei großen Abnahmemengen gewalzt. Unter anderem aus die-

sen Gründen ist der ledeburitische Kaltarbeitsstahl X153CrMoV12 in der Schneidtechnik weit verbreitet. Er gilt als allgemein verschleißbeständig gegenüber abrasiver Beanspruchung. Darüber hinaus bietet er eine hohe Anlassbeständigkeit und Warmfestigkeit. Ein weiterer wichtiger Schneidwerkstoff aus der Gruppe der Kaltarbeitsstähle ist X165CrMoV12. Darüber hinaus findet der Schnellarbeitsstahl HS6-5-2 vermehrt Anwendung. Unterschiedliche Festigkeits- und Zähigkeitseigenschaften lassen sich bei diesem Stahl über die Härte einstellen [Mennig-2008]. Bei den genannten Stählen beruht die Verschleißbeständigkeit auf den Hartphasentypen M_7C_3 , MC und M_6C (siehe Bild 2.13) mit Hartphasenanteilen von 12 bis 15 Vol.-% [Czichos-2010].

Bei Betrachtung der Geometrierelationen zwischen den abrasiven Füllstoffen der Kunststoffe und der Hartphasengröße und Verteilung eines kohlenstoffreichen Kaltarbeitsstahls fällt jedoch ein Missverhältnis auf. X153CrMoV12 beispielsweise besitzt eine ungleichmäßige Hartphasenverteilung mit einer maximalen Hartphasengröße von 30 μm . Der Weißfärbstoff Titandioxid des Kunststoffs besitzt hingegen eine Korngröße um 1 μm . Mennig [Mennig-2008] konnte nachweisen, dass es durch dieses Größenverhältnis zum »Auswaschen« der Matrix und anschließendem Auslösen und Herausbrechen der Hartphasenpartikel kommt, da sich den Abrasivpartikeln ungeschützte Angriffsflächen zwischen den Hartphasen bieten. Der Verschleißwiderstand der Matrix gewinnt somit an Bedeutung, während die Härte der Hartphasen den Verschleißwiderstand nur in geringem Maße beeinflusst. Bild 2.15 verdeutlicht den Verschleißmechanismus.

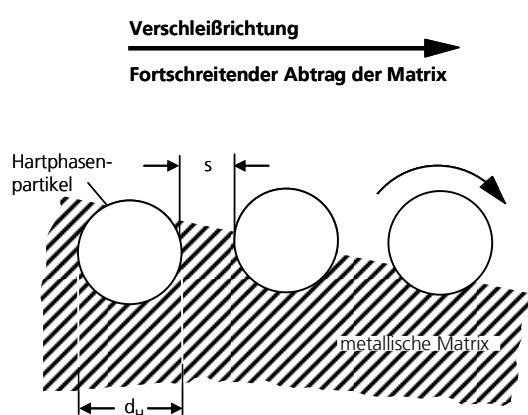


Bild 2.15: Schematische Darstellung des »Auswaschens« von Hartphasen aus einer Metallmatrix (ergänzt nach [Mennig-2008])

Werkstoffe wie der ledeburitische X153CrMoV12 verfügen über ein Hartphasenvolumen von ca. 15 Vol.-%. Im Falle feinkörniger, harter Abrasivstoffe wären jedoch mindesten 50 Vol.-% Hartphasen für einen effektiven Verschleißschutz erforderlich [Deppe-1997]. Mit Erhöhung der hartphasenbildenden Legierungsbestandteile im Stahl steigt neben dem Hartphasenvolumen jedoch auch die Größe der Hartphasen. Der Stahl wäre sehr spröde, die Schmiedefähigkeit würde sich verschlechtern. Schmelzmetallurgische Hartlegierungen erreichen somit für das oben beschriebene Beanspruchungskollektiv ihre natürlichen werkstofflichen Grenzen.

Hohe Hartphasenanteile, feine Hartphasen und damit eine kleine freie Weglänge zwischen den Hartphasen bieten pulvermetallurgische Hartlegierungen - kurz PM-

Stähle genannt. PM-Stähle bestehen aus gasverdünsten Hartlegierungspulvern, die durch das Heiß-Isostatische-Pressen (HIP) zu Halbzeugen oder Bauteilen verarbeitet werden. Aufgrund der Schockerstarrung bei der Verdüsung besitzen die pulverförmigen Ausgangsstoffe ein feines Gefüge und Phasen, die sich von schmelzmetallurgischen Legierungen unterscheiden. Da ihre Verarbeitung mittels Heiß-Isostatisches-Pressen unterhalb der Schmelztemperatur des Stahls erfolgt, kann das feine Gefüge des Pulvers in das kompakte Bauteil übertragen werden [Deppe-1997].

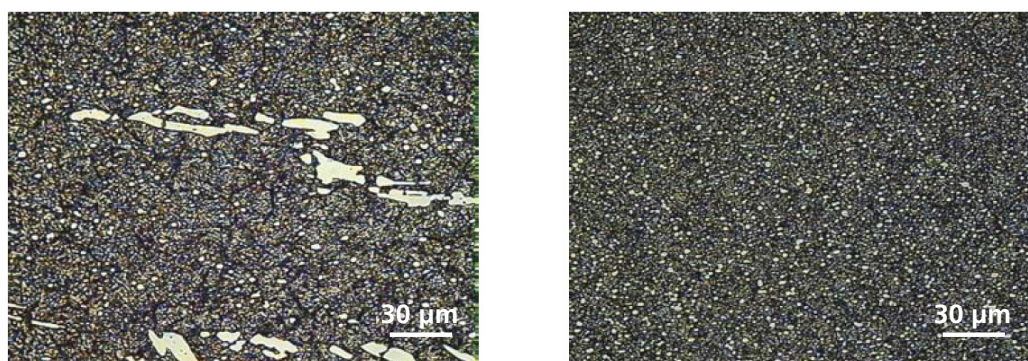


Bild 2.16: Gefügestruktur X153CrMoV12, schmelzmetallurgische, umgeformte (links) und pulvermetallurgische Qualität (rechts). Stahl gehärtet und angelassen (Produktinformationen Dörrenberg Edelstahl GmbH).

Bild 2.16 zeigt zur Verdeutlichung vergleichend die Gefüge des Kaltarbeitsstahls X153CrMoV12 in schmelzmetallurgischer und pulvermetallurgischer Qualität. Es ist zu erkennen, dass der schmelzmetallurgische Stahl eine aus dem Walzprozess resultierende Hartphasenzelligkeit in Walzrichtung aufweist. Es ist leicht nachvollziehbar, dass hieraus eine Anisotropie der mechanischen Eigenschaften resultiert (vergl. Bild 2.17). Im Gegensatz dazu zeigen PM-Stähle isotrope Eigenschaften. PM-Stähle werden nach dem HIP-Prozess ebenfalls geschmiedet und gewalzt, um handelsübliche Geometrien zu erzeugen. Hierbei wird die Isotropie zwar gestört, sie kann aber über entsprechende Wärmebehandlung wieder annähernd hergestellt werden. Aufgrund des höheren Herstellungsaufwands und der höheren Legierung ist der Preis der PM-Stähle gegenüber schmelzmetallurgischen Stählen deutlich höher, so dass sich die Werkstoffkosten in der Anwendung gegenüber schmelzmetallurgischen Stählen verzehnfachen können.

Werkstoff-Nr.	3-Punkt-Biegefestigkeit [MPa]	C	Si	Mn	Cr	Mo	V
X230CrVMo13-4	3000	2,20	0,25	0,30	13,00	0,95	3,85
X153CrMoV12 quer	1500	1,55			12,00	0,80	0,90
X153CrMoV12 längs	3500	1,55			12,00	0,80	0,90

Bild 2.17: 3-Punkt-Biegefestigkeit eines pulvermetallurgischen Stahls auf Eisenbasis X230CrVMo13-4 im Vergleich zum schmelzmetallurgischen Kaltarbeitsstahl X153CrMoV12, Einfluss der Hartphasenzelligkeit und chemische Zusammensetzung (Richtanalyse in Gew.-%) (ergänzt nach [Mennig-2008])

Für abrasive Schneidanwendungen sind PM-Stähle vorteilhaft, da sie trotz höherem Hartphasengehalt einen mit schmelzmetallurgischen Stählen vergleichbaren Bruchwiderstand aufweisen (vergl. Bild 2.17) [Mennig-2008]. Die homogene Verteilung feiner Hartphasen des PM-Stahls bietet zudem Vorteile in Bezug auf die Schneidengestalt: Bild 2.18 veranschaulicht, dass große Hartphasen in den Werkzeugstählen eine hohe Mikrorauigkeit der Schneide zur Folge haben. Die sogenannte Schartigkeit der Schneide ist erhöht. Diese Schartigkeit wird in der Schneidpraxis gezielt ausgenutzt, um die Wirksamkeit des ziehenden Schnitts zu verbessern, indem die Mikrorauigkeit der Schneide ähnlich wie ein Wellenschliff die Trennwirkung erhöht. Jedoch können nur geringe Schnittgüten erreicht werden. Nur relativ große Keilwinkel der Schneide sind sinnvoll. Pulvermetallurgische Stähle bieten die Möglichkeit, feinere Schneiden mit kleineren Keilwinkeln herzustellen. Die Druckschnittfähigkeit der Schneide wird verbessert: Weniger Druck wird für die Zerteilung des Schnittguts benötigt. Die Schockbelastbarkeit der Schneide steigt, da nicht die Gefahr des Herausbrechens grober, spröder Hartphasen besteht [Landes-2006].

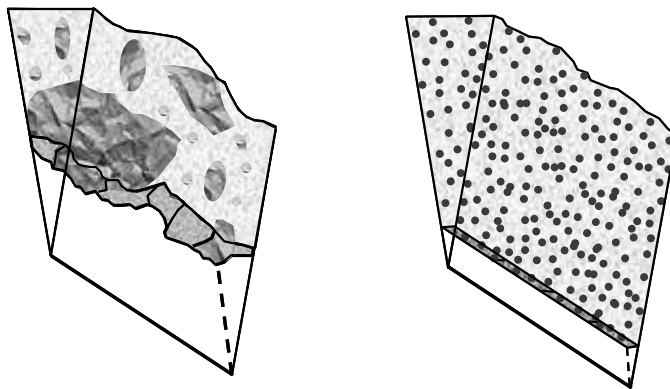


Bild 2.18: Einfluss der Hartphasengröße auf die Schneidengestalt (nach [Landes-2006])

Neben Hartlegierungen auf Eisenbasis werden auch Hartlegierungen auf Nickel- und Kobalt-Basis als verschleißbeständige Werkstoffe eingesetzt. Im Gegensatz zu den Eisen-Basis-Legierungen erreichen diese sofort nach Erstarrung aus der Schmelze ihre Gebrauchseigenschaften und müssen nicht mehr gehärtet werden. Daraus resultiert jedoch auch ein höherer Aufwand bei der spanenden und schleifenden Formgebung der Werkzeuge. Nickel-Basis-Legierungen enthalten aufgrund abweichender Metalloide im Vergleich zu Eisen- und Kobalt-Basis-Legierungen härtere Hartphasen in Form binärer Boride und Silizide. Nickel-Basis-Legierungen weisen höhere Korrosionsbeständigkeiten als Eisen-Basis-Legierungen auf, während sich Kobalt-Basis-Legierungen durch höchste Warmfestigkeiten auszeichnen.

Hochlegierte Pulverstähle besitzen Hartphasenanteile von bis zu 30 Vol.-%. Bei höherem Hartphasenanteil werden die Schmelzen teigig und lassen sich nicht mehr uneingeschränkt zum Pulver verdüsen. Ein höherer Hartphasenanteil kann dann durch Beimischen von Hartstoffen zum Stahlpulver erreicht werden. Werkstoffe dieser Art werden als Metall-Matrix-Verbundwerkstoffe bzw. Metal Matrix Composite (MMC) bezeichnet. So werden beispielsweise Titancarbid mit Härten von 3.200 HV mit bis zu 45 Vol.-% in Stahlmatrices mit unterschiedlichen Gefügen eingearbeitet. Neben einem hohen Widerstand gegen Furchung zeigen diese Werkstoffe auch ho-

he Widerstände bei Oberflächenzerrüttung. So genannte Ferro-Titanite wurden bereits als Werkstoff für Granuliermesser zur Unterwassergranulierung bei Heißabschlag eingesetzt [Mennig-2008].

Auch Hartmetalle zählen zu dieser Werkstoffklasse. Gängige Hartmetalle bestehen aus Wolframkarbid-Hartstoffen und einem Bindemetall aus Kobalt (WC-Co-Hartmetalle). Wenngleich bereits zu Beginn des letzten Jahrhunderts erstmals entwickelt, wurden Hartmetalle insbesondere in den letzten 10 Jahren anwendungsspezifisch optimiert. Die Korngrößen der Hartphasen reichen heute von grob- über feinkörnige bis ultrafeinkörnige Typen. Die Bindemittelanteile wurden für spezielle Anwendungen bis auf wenige Prozent reduziert. Auch hier ist das Ziel, Bruchfestigkeit und Härte der Werkstoffe gleichermaßen zu erhöhen. Untersuchungen zum Verschleißverhalten von Hartmetallen unter abrasiver Belastung sind umfassend dokumentiert. Härte und Abrasionswiderstand von Hartmetallen werden mit steigendem Kobaltanteil verringert. Gant [Gant-2001] beschreibt, dass bei Kobaltanteilen von 6 bis 9 Gew.-% die Hartphasen das Verschleißverhalten maßgeblich beeinflussen, während es bei höheren Binderanteilen zum Ausreiben des Binders durch Mikropflügen und somit zum Austragen des Hartphasenkorns kommt. Shipway [Hogg-2005] kommt zu dem Ergebnis, dass die Verschleißrate von Hartmetallen mit größeren Hartphasen abnimmt. Andere Autoren (wie [O'Quigley-1997]) kommen zum gegenteiligen Ergebnis. Gründe hierfür sind in den unterschiedlichen tribologischen Systemen zu suchen, die den jeweiligen Messmethoden zu Grunde liegen.

Schneidspezifische Untersuchungen wurden jedoch kaum durchgeführt. Krakhmalev [Krakhmalev-2007] zieht die Schneidkante verschiedener Hartmetallsorten, wie in Bild 2.19 dargestellt, mit einer Geschwindigkeit von 0,01 m/s über Schleifpapiere und versucht so Aussagen über die Verschleißmechanismen der Werkstoffe beim Schneiden abzuleiten. Vor dem Hintergrund der oben beschriebenen Kinematik und Tribologie des Schneidens, besitzen Untersuchungen dieser Art keine Aussagekraft.

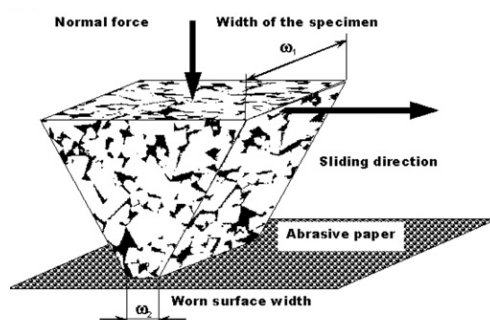


Bild 2.19: Versuchsaufbau zur Bewertung des Verschleißverhaltens von Hartmetallschneiden in Schneidanwendungen [Krakhmalev-2007]

Das Versagensverhalten von Hartmetallwerkstoffen unterscheidet sich von dem elastisch-plastischen Verhalten der Werkzeugstähle. Hartmetalle zeigen linear-elastisches Verhalten. Fehlstellen im Werkstoff bestimmen das Versagensverhalten, wodurch die Statistik ihres Versagens nicht mehr der Gauß'schen Normalverteilung sondern der Weibullverteilung entspricht. Dies hat die Konsequenz, dass Hartmetalle bei der Bestimmung ihrer mechanischen Kennwerte Größeneffekte aufweisen. Die Größe des auf Zug beanspruchten Materialquerschnitts beeinflusst die Statistik, da

die Wahrscheinlichkeit des Auftretens einer bruchauslösenden Inhomogenität in einem größeren Hartmetallvolumen größer ist als in einem kleinen.

Bei Einsatz von Hartmetallen in Schneidanwendungen sind daher konstruktive Maßnahmen zu beachten, um die Bruchwahrscheinlichkeit zu mindern: Lediglich kleine Hartmetallschneiden werden mittels Löten (Eigenspannungsproblematik) oder Kleben (höhere Elastizität) in den duktilen Messerkörper gefügt. In dieser Form werden Hartmetalle auch als Granuliermesser und Gegenmesser eingesetzt [Mennig-2008].

Bei keramischen Werkstoffen ist die Bruchempfindlichkeit im Vergleich zu Hartmetallen zusätzlich erhöht. Technische Keramiken bieten durch ihre hohe Härte sehr guten Widerstand gegenüber abrasiven Verschleiß, gleichzeitig sind sie unempfindlich gegenüber Korrosion. Keramiken zeigen aber ein streng linear-elastisches Versagensverhalten auf. Eine geringe Biegefestigkeit ist die Konsequenz. Dennoch finden Keramikmesser in der Granuliertchnik bei abrasiv-korrosiven Belastungen Anwendung. Zum Einsatz kommen vorzugsweise Aluminiumoxid (Al_2O_3), Zirkonoxid (ZrO_3) und Siliziumnitrid (Si_3N_4) [Mennig-2008]. In Tabelle 2.3 sind mechanische Kennwerte dieser Werkstoffe aufgeführt.

Tabelle 2.3: Mechanische Eigenschaften ausgewählter technischer Keramiken (aus [Mennig-2008])

Materialeigenschaft	Einheit	Al_2O_3	ZrO_3	Si_3N_4	
				10 bar	HIP
Dichte	g/cm^3	3,9	6,0	3,2	3,25
4-Pkt.-Biegefestigkeit	MPa	350	900	800	1050
E-Modul	GPa	380	210	320	320
Härte $\text{HV}_{0,1}$	GPA	20	12	15	15

Woydt [Woydt-1989] beschreibt den Einfluss der Größe des Abrasivkorns auf das Verschleißvolumen technischer Keramiken. Während bei Abrasivkorngrößen von über $250\text{ }\mu\text{m}$ die Härte der Keramik maßgeblich das Abriebverhalten bestimmt, wurde bei Abrasivkorngrößen unterhalb $80\text{ }\mu\text{m}$ ein überwiegender Einfluss der Bruchzähigkeit erkannt. Aufgrund dieser Ergebnisse und im Hinblick auf die in der Kunststofftechnik vorherrschenden feinkörnigen Abrasivpartikel sind Zirkonoxid und Siliziumnitrid aufgrund ihrer höheren Biegefestigkeit hier als Werkstoffe zu bevorzugen. Aber auch in diesen Untersuchungen wurden Gleitgeschwindigkeiten von lediglich $0,5\text{ m/s}$ bei einer Flächenpressung von 1 N/mm^2 angewandt. Mennig beschreibt, dass in der Granulierpraxis an keramischen Messern weniger Verschleißerscheinungen im Sinne von Abrasion zu erkennen sind, sondern die Schneide vielmehr zu einem frühen Zeitpunkt mechanisch zerstört wird [Mennig-2008], was die Bedeutung des Bruchwiderstands von Schneidwerkstoffen ein weiteres Mal unterstreicht.

Berns [Berns-2006] gibt eine Übersicht der Biegefestigkeit der oben diskutierten Schneidwerkstoffe in Abhängigkeit zu ihrer Härte (Bild 2.20). Anhand dieses Überblicks zeigt sich die Problematik zur Auslegung abrasionsbeständiger Schneidwerkzeuge für die Kunststoffgranulierung noch einmal deutlich; höchste Biegefestigkeiten erreichen Kaltarbeitsstähle (KAS) und Schnellarbeitsstähle (SAS) bei Härten zwi-

schen 400 und 1.000 HV. Ihr Hartphasenanteil beträgt weniger als 20 %. Effektiver Schutz der Schneidwerkzeuge vor abrasiven Partikeln mit Härten jenseits 1.000 HV durch Einsatz von Hartmetallen oder Keramiken ist mit hoher Bruchgefahr der Schneide verknüpft. Die verschleißbeständigeren Werkstoffe können somit ihren hohen Abrasionswiderstand in der Schneidpraxis nicht ausspielen, da zuvor die Schneide mechanisch zerstört wird.

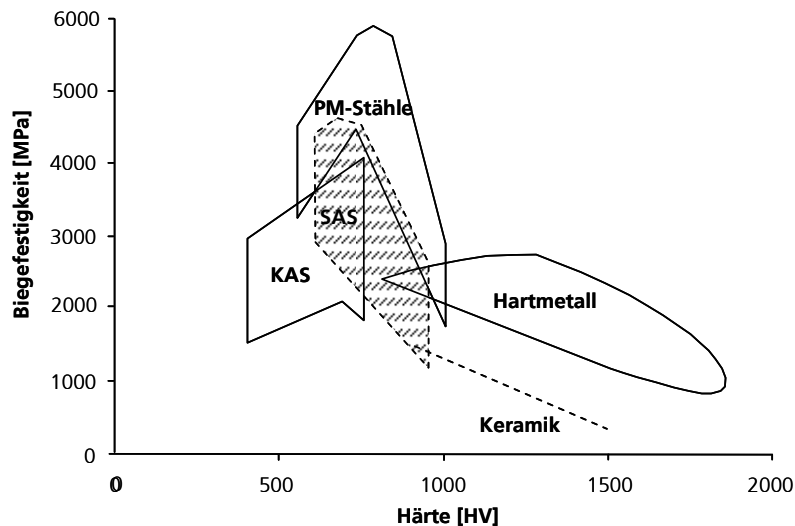


Bild 2.20: Biegefestigkeit verschiedener Werkzeugwerkstoffe über die Härte (nach [Berns-2006])

Es liegt daher nahe, als Lösung des werkstofflichen Konflikts biegefesten Werkstoffe mit verschleißbeständigen Oberflächen zu kombinieren. Randzonenbehandlung und Beschichtung von Schneidwerkstoffen bieten hierzu entsprechende Möglichkeiten.

2.4 Behandlungs- und Beschichtungstechnik für den Verschleißschutz

Mit der Randzonenbehandlung wird das Ziel verfolgt, Gefügeunterschiede zwischen Randschicht und Kern eines Werkstoffs einzustellen. Bei Werkzeugstählen stehen hierfür verschiedene Verfahren zur Verfügung, mit denen die Randzone aufgeschmolzen, im festen Zustand wärmebehandelt oder ohne Wärme modifiziert wird [Berns-2006]. Repräsentativ für diese Verfahren seien hier jeweils beispielhaft die Technologien des Laserumschmelzens, des Induktionshärtens und des Kugelstrahlens genannt. Detaillierter soll das weit verbreitete Verfahren des Nitrierens diskutiert werden, da dieses Verfahren im experimentellen Teil dieser Arbeit angewendet wird. (γ' -Nitrid) (ϵ -Nitride).

Beim Gasnitrieren wird unter thermischer Einwirkung die chemische Zusammensetzung in der Randzone modifiziert. Der Stahl wird dabei in einer stickstoffhaltigen Gasatmosphäre (oftmals Ammoniak) auf eine Temperatur bis 590 °C erwärmt. Der Stahl nimmt Stickstoff (N) auf. Da die Löslichkeit des Stickstoffs im Stahl bei dieser Temperatur sehr gering ist, bilden sich Eisennitride in Form von duktilem Fe_4N (γ' -Nitrid) und hart sprödem Fe_2N und Fe_3N (ϵ -Nitride). Sie scheiden sich sowohl an der

Oberfläche als geschlossene, harte Schicht ab, der sogenannten Verbindungsschicht, als auch in der darunter liegenden Diffusionszone. Die hohe Härte der Nitride und die Verspannung des Eisengitters durch die Nitridbildung führt zur Aufhärtung der Randzone in Form eines Härtegradienten (vergl. Bild 2.21). Die randzonennahen Druckeigenspannungen wirken zudem riss-schließend, wodurch sich die Beständigkeit der Oberfläche gegen abrasiven Verschleiß erhöht [Bergmann-1984].

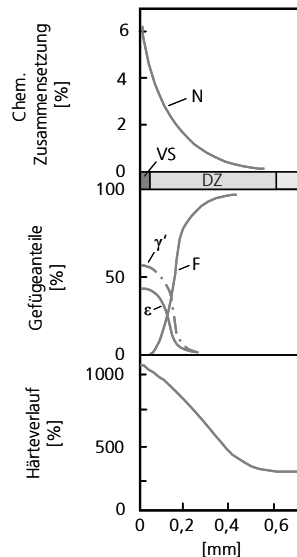


Bild 2.21: Anhaltswert für die chemische Zusammensetzung, Gefügemengen und Mikrohärteverlauf nach dem Nitrieren eines Stahls mit ca. 1 % Al in Ammoniak (VS = Verbindungsschicht, DZ = Diffusionszone, N = Stickstoff, γ' und ϵ = Eisenitride, F = Ferrit) (nach [Berns-2006])

Nitrierhärte-tiefen bis 0,8 mm sind möglich. Die Nitrierhärte-tiefe ist materialspezifisch über die Nitrierdauer einstellbar. Randzonenhärte und Verlauf des Härtegradienten sind in Grenzen steuerbar. Die Bildung der harten ϵ -Verbindungsschicht ist beim Gasnitrieren nicht zu vermeiden und nur über die Steuerung des Stickstoffangebots in ihrer Dicke zu verringern. Ihre Haftung zur Diffusionszone ist eingeschränkt, so dass sie unter Belastung ausbricht. Daher wird die Verbindungsschicht oftmals mechanisch entfernt [Mennig-2008]. Unterhalb der Verbindungsschicht kommt es zur Anreicherung von Kohlenstoff, wodurch sich in paralleler Orientierung zur Oberfläche Zementit ausscheidet und diese Zone versprödet. Beim Abkühlen der Werkstücke muss berücksichtigt werden, dass die Gefahr von Verzug, die Bildung von Rissen und Eigenspannungen besteht.

Bei den Beschichtungsverfahren sind Dick- und Dünnschichttechnologien zu unterscheiden. Als Abgrenzung der Technologien voneinander dient nicht alleine die Schichtdicke. Dünnschichten zeigen im Unterschied zu Dickschichten durch die modifizierten Mikrostrukturen der eingesetzten Werkstoffe Eigenschaften, die sich deutlich vom Grundmaterial unterscheiden.

Eine weit verbreitete Dickschichttechnologie ist das Auftragsschweißen. Mit Hilfe unterschiedlicher Verfahren werden hartphasenhaltige Legierungen auf das Substrat aufgeschweißt, wodurch ein vollständig schmelzmetallurgischer Verbund und damit eine hohe Haftfestigkeit erreicht werden. Auftragsschweißen bietet somit auch alle schmelzmetallurgischen Möglichkeiten zur Beeinflussung der Gefüge- und Hartpha-

senausbildung [Bach-2005]. Als Beschichtungswerkstoffe können einfache martensitische Stähle, aber auch hoch hartphasenhaltige übereutektische Legierungen mit Hartphasenanteilen bis zu 70 Vol.-% verwendet werden. Werkstoffe mit solch hohen Hartphasengehalten weisen aber auch als Beschichtung von 1 bis 6 mm Dicke eine erhöhte Rissbildung auf, sodass sie für schlagende Beanspruchungen nicht einsetzbar sind [Berns-2006]. Verfahren mit einer hohen Energiedichte im Wirkstrahl, zeigen beim Auftragsschweißen Vorteile, da der Schichtwerkstoff in der schmelzmetallurgischen Verbundzone hier die geringste Aufmischung durch den Substratwerkstoff erfährt. Strahlverfahren, wie das Plasma-Pulver-Verfahren gewährleisten daher eine hohe Schichtqualität. Auftragsgeschweißte Maschinenmesser (vergl. Bild 2.22) mit ihren geometrisch hohen Anforderungen müssen mechanisch nachgearbeitet werden [Bach-2005].

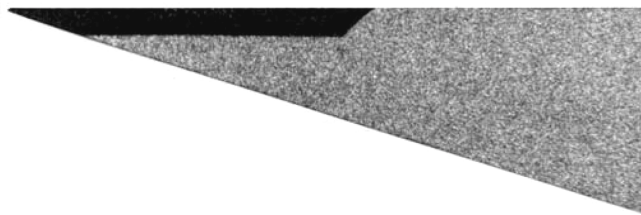


Bild 2.22: Querschliff durch ein mittels Plasma-Pulver-Verfahren aufgeschweißtes Maschinenmesser (aus [Bach-2005])

Höhere Hartphasengehalte bei verminderter Rissempfindlichkeit bietet das so genannte HIP-Cladding mit MMCs, auch pulvermetallurgisches Beschichten genannt. Hierbei wird das Hartstoff-Stahlpulvergemisch durch Heiß-Isostatische Presstechnik gleichzeitig verpresst und auf das Substrat appliziert. Auch hierbei entsteht ein Diffusionssaum zwischen Substrat und Dickschicht. Die Homogenität des Gefüges des MMCs kann aber im Unterschied zum Auftragsschweißen erhöht werden (vergl. Ausführungen Pulvermetallurgie), woraus die höhere Zähigkeit und Bruchsicherheit des Verbunds resultiert. Der Einsatz dieser Technologie bei Maschinenmessern ist in der Literatur bislang nicht dokumentiert. HIP-Cladding findet aber als Verschleißschutzkonzept in Kunststoffverarbeitungsmaschinen bereits Anwendung [Berns-2006].

Bei den Dünnschichtverfahren bieten PVD- und CVD-Technologien Möglichkeiten zur Applikation von Verschleißschutzschichten. Bei beiden Verfahren erfolgt der Aufbau der Schichtwerkstoffe in atomarer Skalierung. Sowohl Metalloide als auch keramische Werkstoffe (Nitride, Karbide, Karbonitride) können appliziert werden. Durch die Kombination unterschiedlicher Schichtwerkstoffe ist ein gezielter Aufbau von Schichtarchitekturen möglich. Die Schichtdicken betragen weniger als 10 µm.

Bei Physical Vapour Deposition (PVD) erfolgt die Abscheidung des Schichtwerkstoffs auf das Substrat aus der Dampfphase. Die Verdampfung der Werkstoffe erfolgt unter hohem Vakuum durch unterschiedliche Technologien. Zu unterscheiden sind Bedampfen, Sputtern und Ionenplattieren (vergl. Bild 2.23).

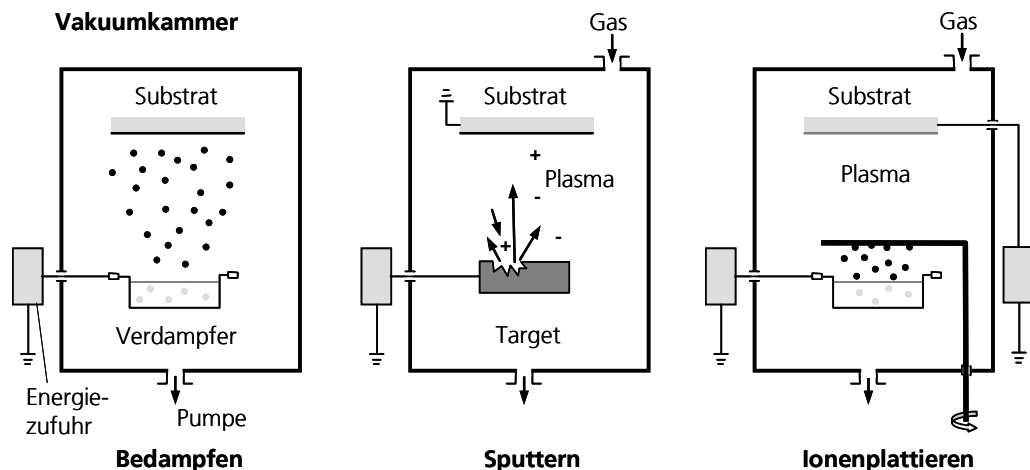


Bild 2.23: Grundtypen des PVD-Verfahrens (nach [Bach-2005])

Beim Bedampfen wird der Schichtwerkstoff bis zum Verdampfen in einem Tiegel aufgeheizt. Die Atome treffen durch einen gerichteten Stofftransport beim PVD-Prozess geradlinig auf das Substrat, wodurch die Möglichkeit geometrisch komplexere Substratoberflächen gleichmäßig zu beschichten eingeschränkt ist. Beim Sputtern wird der Schichtwerkstoff nicht thermisch sondern durch Impulsübertragung aus dem so genannten Target gelöst. Die Energie hierzu wird durch ein Glimmentladungsplasma eines in der Kammer befindlichen Prozessgases induziert. Die Unabhängigkeit vom Dampfdruck des jeweiligen Beschichtungswerkstoffs bietet hier eine größere Auswahl einsetzbarer Werkstoffe. Beim Ionenplattieren wird die Verdampfung der Schichtwerkstoffe unterschiedlich realisiert. Charakteristisch für dieses Verfahren ist, dass Substrat und Schicht vor und während der Schichtbildung hochenergetischen Teilchen ausgesetzt werden, wodurch die Haftfestigkeit erhöht und das Schichtgefüge positiv beeinflusst wird. Da auch gleichzeitig hohe Schichtwachstumsgeschwindigkeiten bis $25 \mu\text{m/s}$ erreicht werden können und niedrige Substrattemperaturen unterhalb 300°C erforderlich sind, ist das Ionenplattieren zum Aufbringen von Verschleißschichten weit verbreitet [Bach-2005]. Aufgrund der geradlinigen Abscheidung und des Vakuums rotieren Substrate bei PVD-Prozessen in der Prozesskammer, um homogene Schichtbildungen zu gewährleisten [Mitterer-2003].

Im Unterschied zu PVD-Verfahren wird der Beschichtungswerkstoff bei Chemical Vapour Deposition (CVD) durch chemische Reaktionen erst während des Prozesses gebildet (vergl. Bild 2.24). Im Vergleich zu PVD sind über CVD-Verfahren hergestellte Schichten dichter im Schichtaufbau, hafter und gleichmäßiger hinsichtlich der Schichtdickenverteilung. Auch in Bohrungen und Kavitäten werden Schichten abgeschieden. Nachteilig im Hinblick auf die Beschichtung gehärteter Werkzeugstähle wirken sich die Prozesstemperaturen aus. Zur Initiierung und Aufrechterhaltung der chemischen Reaktionen sind hohe Temperaturen von ca. 1.000°C , jenseits der Anlasstemperaturen von Werkzeugstählen erforderlich.

Der so genannte PA-CVD-Prozess (Plasma-assisted Chemical Vapour Deposition) nutzt kaltes Entladungsplasma als zusätzliche Energiequelle, wodurch die Prozesstemperaturen nur noch zwischen typischerweise 480 bis 510°C liegen [Mitterer-2003]. Plasma besitzt durch angeregte Ionen und Radikale einen hohen Energieein-

halt, der einer thermischen Energie bis 1.000 °C entsprechen würde. Die makroskopische Temperatur des Plasmas beträgt dabei nur wenige hundert Grad [Bach-2005].

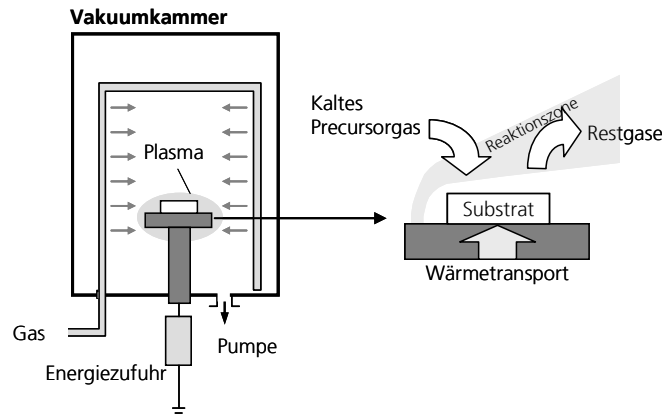


Bild 2.24: Prinzip des CVD-Verfahrens

Klassische CVD-Beschichtungswerkstoffe sind neben anderen Titannitrid (TiN) und Titankarbid (TiC). Als Precursorgas wird Titan-tetrachlorid (TiCl_4) in einer wasserstoff- und stickstoffhaltigen bzw. kohlenstoffhaltigen Atmosphäre eingesetzt.

Die Architektur moderner Schichtsysteme ist sehr komplex. Neben einlagigen Schichten (Monolayer) und hart-weich Kombinationsschichten, zählen Mehrlagenschichten (Multilayer) sowie abwechselnd abgeschiedene sehr dünne Hartstoffschichten (Superlattices) zum Stand der Technik. Durch die gleichzeitige Abscheidung zweier Materialien mit jeweils amorpher und kristalliner Phase werden Nanokompositschichten erzeugt (vergl. Bild 2.25).

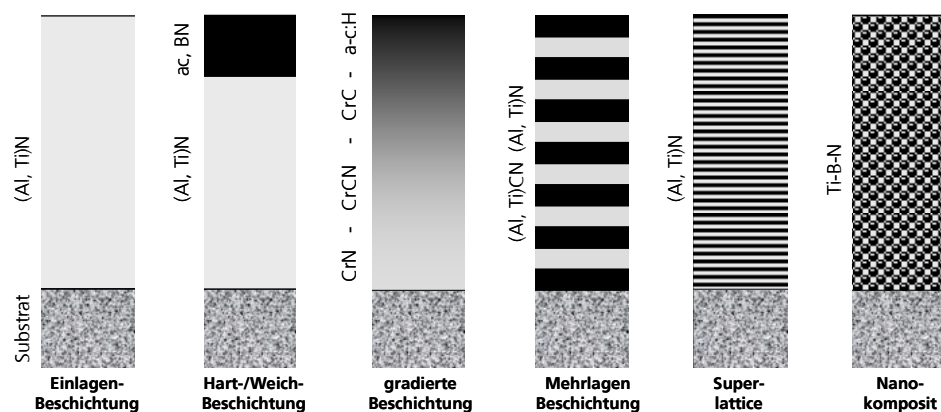


Bild 2.25: Schematische Darstellung von Schichtstrukturen komplexer Schichtsysteme, Beschichtungswerkstoffe beispielhaft (nach [Bach-2005])

Durch Hart-Weich-Kombinationsschichten und gradierte Systeme wird ein möglichst harmonischer Härteübergang vom verhältnismäßig weichen Substrat zur harten Oberfläche erreicht, um ein mechanisches Versagen bei hohen Flächenpressungen zu vermeiden. Durch die optimale Werkstofffolge können Eigenspannungen in den Schichten vermindert werden. Ähnliche Effekte sind bei der abwechselnden Abscheidung verschiedener keramischer Werkstoffe in Form von Mehrlagenbeschich-

tungen zu beobachten (vergl. Bild 2.26). Mit steigendem Interfacevolumen (Anzahl Grenzsichten je Gesamtschichtdicke) steigen Härte und Zähigkeit bis zu einem Maximalwert an, wobei dieser Maximalwert der jeweiligen Eigenschaften nicht bei gleichem Interface-Volumen erreicht wird. Daraus ergibt sich ein Bereich optimaler tribologischer Eigenschaften für den Verschleißschutz. Dieser Bereich ist werkstoffspezifisch zu ermitteln und liegt beispielsweise für eine TiN-TiC-TiB₂ Werkstoffkombination zwischen 100 bis 200 Lagen bei 5 µm Schichtdicke. Eine weitere Erhöhung der Lagenanzahl bewirkt Härte- und Zähigkeitsverlust [Stueber-2009].

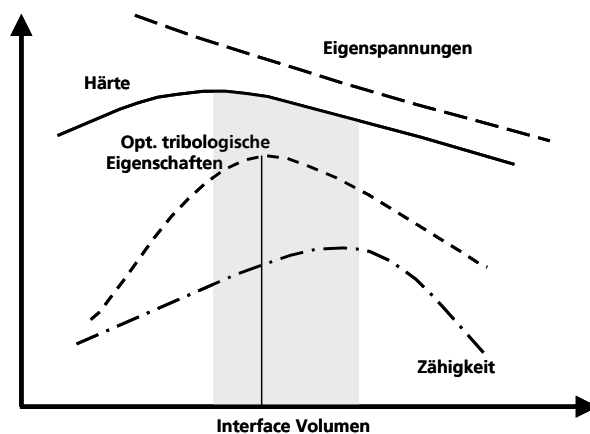


Bild 2.26: Änderungen der Eigenschaften von nanoskaligen Multilayerschichten als eine Funktion des Interface-Volumens (nach [Holleck-1999] aus [Stueber-2009])

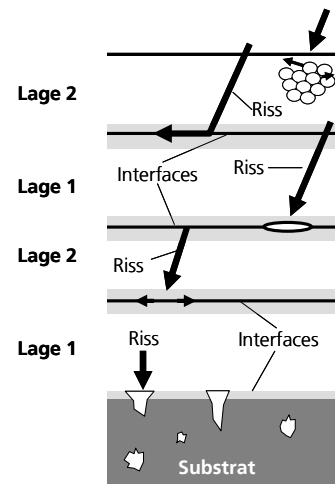


Bild 2.27: Zähigkeits- und festigkeitssteigernde Mechanismen an einer Multilayerschicht (nach [Holleck-1995])

Holleck [Holleck-1995] beschreibt ein Modell, welches die Mechanismen der Festigkeits- und Zähigkeitserhöhung in Mehrlagensystemen erklären soll, die durch PVD-Verfahren aufgebaut wurden (vergl. Bild 2.27). Auf die Schichtoberfläche einwirkende Belastungen verursachen Risse in der Hartschicht, die innerhalb einer Lage an Korn- und Phasengrenzen verzweigen. An der Interfacezone zwischen den Lagen werden die Risse zudem abgelenkt. Nanoskalige Delaminierungen der Lagen, ausgelöst durch Defekte im Interface, bewirken Spannungsabbau und Dissipation auf der Nanometerebene. Risse, welche die Schicht durchlaufen interagieren mit dem Substrat.

Im Unterschied zu PVD-Verfahren sind die im CVD-Verfahren erzeugten Lagen in Multilayerschichten werkstofflich weniger scharf voneinander getrennt, da die Gase nicht abrupt ausgetauscht werden können. Die im Modell beschriebenen Interface-Effekte scheinen nicht uneingeschränkt übertragbar. Auch die Abscheidung so genannter Superlattices ist dementsprechend nur durch PVD-Verfahren möglich. Superlattices (Übergitter) sind Schichtsysteme, in denen sich sehr dünne Lagen mit Lagendicken von 2 bis 40 nm abwechseln. Die extreme Mikrostrukturierung der Schicht bewirkt einen extremen Härteanstieg. Der Effekt wird als Superlattice-Effekt bezeichnet, wenngleich nicht alle Werkstoffkombinationen, die als Superlattices abgeschieden werden können, diesen Effekt aufweisen [Stueber-2009].

Auch die mechanischen Eigenschaften von Nanokompositschichten sind nicht direkt aus der Kombination der mechanischen Kennwerte der beteiligten Materialien abzuleiten. Sie weisen höhere Härten und Zähigkeiten auf als Einlagenbeschichtungen aus den eingesetzten Werkstoffen. Bild 2.28 verdeutlicht die Charakteristik dieser Schichten. Schematisch dargestellt ist ein Nanokomposit mit zwei Werkstoffen unterschiedlicher Elastizität: einem spröden nanokristallinen Material A (nc-A) und einem amorphen Material B (a-B).

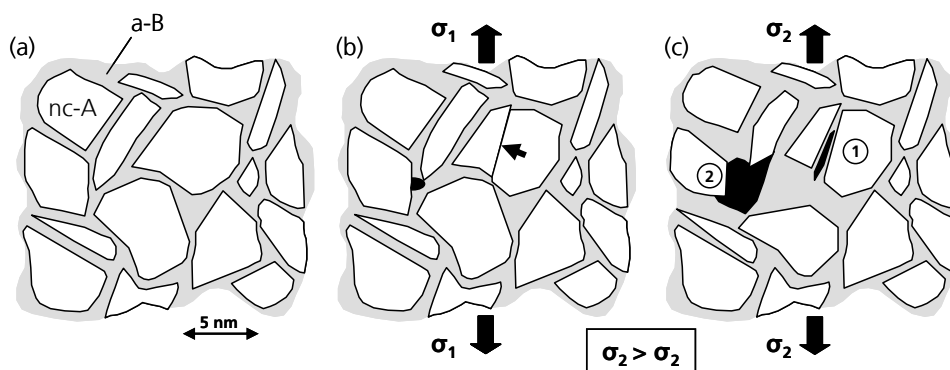


Bild 2.28: Schematische Darstellung eines Nanokomposit-Schichtmaterials unter Spannungseinfluss (nach [Mitterer-1999])

Demnach kommt es bei Belastung des Nanokomposits als erste Reaktion zu einem Abgleiten von Kristalliten innerhalb einer nanokristallinen Phase (Zustand b in Bild 2.28). Bei erhöhten Spannungen bilden sich die Gleitebenen in der kristallinen Phase zu Rissen aus (Zustand c in Bild 2.28), wobei der Riss aber auf den inner-kristallinen Bereich beschränkt bleibt. In der amorphen, duktileren Phase entstehen Poren. Eine weitere Laststeigerung führt dann zu instabilen Rissen und der Trennung der Nanokristallite [Mitterer-1999]. Stueber [Stueber-2009] erkennt noch großen experimentellen und theoretischen Bedarf, um die physikalischen Vorgänge in Nanokompositschichten soweit nachvollziehen zu können. Der Autor sieht darin großes Potenzial, um Festigkeits- und Zähigkeitseigenschaften dieser Systeme gezielt optimieren zu können. Weiterhin weisen erste Verschleißuntersuchungen darauf hin, dass insbesondere die Verwendung von Nanokompositwerkstoffen in Mehrlagenschichten sehr gute tribologische Eigenschaften in Schneidanwendungen bieten.

In Ergänzung zu den beschriebenen Schichtstrukturen bietet das CVD-Verfahren die Möglichkeit, so genannte Duplex-Schichten als Kombination aus Randzonenhärtung in Form von Plasmanitrierung und Hartschicht in einem Verfahrensschritt herzustellen. Die Randzonenhärtung bewirkt eine Hinterstützung der Hartschicht auf dem deutlich weichen metallischen Substrat. Die plastische Verformbarkeit der Randzone wird herabgesetzt, wodurch die Eindringtiefe des abrasiven Korns in die Hartschicht bei gleicher Normalkraft signifikant verringert wird [Erkens-2007]. Bild 2.29 zeigt dies an einem Beispiel einer CrN-Schicht im Vergleich zu einer Duplex-CrN-Schicht auf einem Warmarbeitsstahl X40CrMoV5-1. Im Kratztest zeigt sich bei gleicher Belastung eine von 33,0 μm auf 6,5 μm verringerte Eindringtiefe. Im Gegensatz zur CrN-Schicht zeigt das hinterstützte System keine Anzeichen von Schichtversagen.

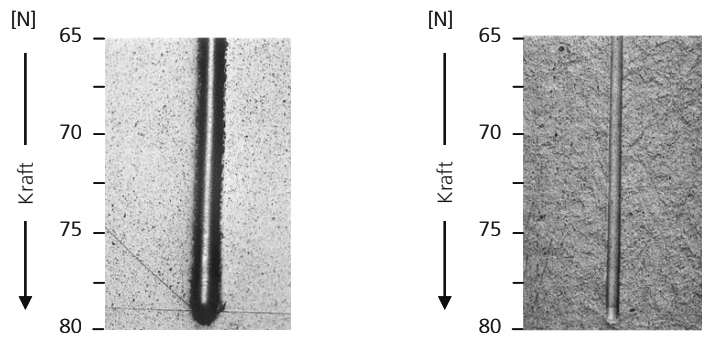


Bild 2.29: Eindringtiefe bei Kratztest mit 80 N an einer CrN-Schicht (links) und einer Duplex-CrN-Schicht (rechts) auf X40CrMoV5-1. Eindringtiefe CrN: 33,0 μm ; Eindringtiefe Duplex-CrN: 6,5 μm (aus [Erkens-2007])

He [He-2008] variierte die Nitriertiefe und Nitrierhärte eines Duplex-Systems einer PA-CVD TiBN-Schicht an einem Warmarbeitsstahl und konnte zeigen, dass aus einer moderaten Nitrierhärte bessere Kratzfestigkeiten resultieren als aus hohen Randschichthärten. Für dieses System wurde 800 HV bei einer Nitriertiefe von 70 μm im Stahl als Voraussetzung für eine optimale Kratzfestigkeit der TiBN-Schicht identifiziert. Durch angepasste Prozessparameter kann die Nitrierzone verbindungsschichtfrei ausgeführt werden, was zu einer verbesserten Haftung nachfolgend aufgetragener PVD-Schichten führt [Erkens-2007].

Der Entwicklungstrend komplexer PVD-Schichten ist insbesondere durch die Anwendung an Zerspanungswerkzeugen getrieben. Im Vordergrund stehen hierbei Eigenschaften wie erhöhte Härte und Verschleißbeständigkeit sowie thermische Stabilität bei Hochtemperaturanwendungen. Ziel ist die Konservierung der Schneidkanten-geometrien. Zu bedenken ist dabei allerdings, dass die Beschichtung scharfer Schneidkanten unvermeidlich zu deren Verrundung führt, wobei der Schneidkantenradius der Schichtdicke entspricht (vergl. Bild 2.30). Aber auch aus mechanischen Gründen wird eine möglichst dünne Schichtstärke angestrebt. Nitride und Karbide sind naturgemäß hart und spröde. Als extrem dünne Schichten verhalten sie sich jedoch relativ elastisch und folgen den elastischen Bewegungen des Substrats. Erst bei plastischer Deformation des Stahls entstehen bleibende Risse in der Schicht [Bach-2005].

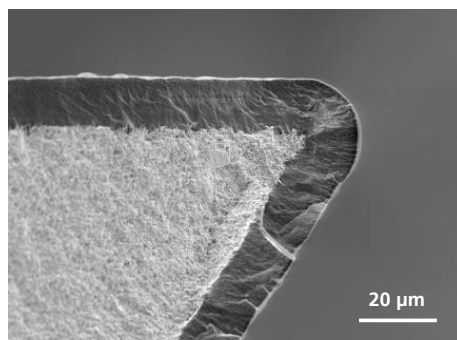


Bild 2.30: Verrundung einer Schneidkante durch Beschichtung [Bach-2005]

Bild 2.31 zeigt eine Übersicht gebräuchlicher Dünnschichten, die heute in der Polymerverarbeitung und Zerspanung Anwendung finden. Diamantschichten und diamantähnliche amorphe Kohlenstoffschichten (ta-C) bieten die höchsten Härten.

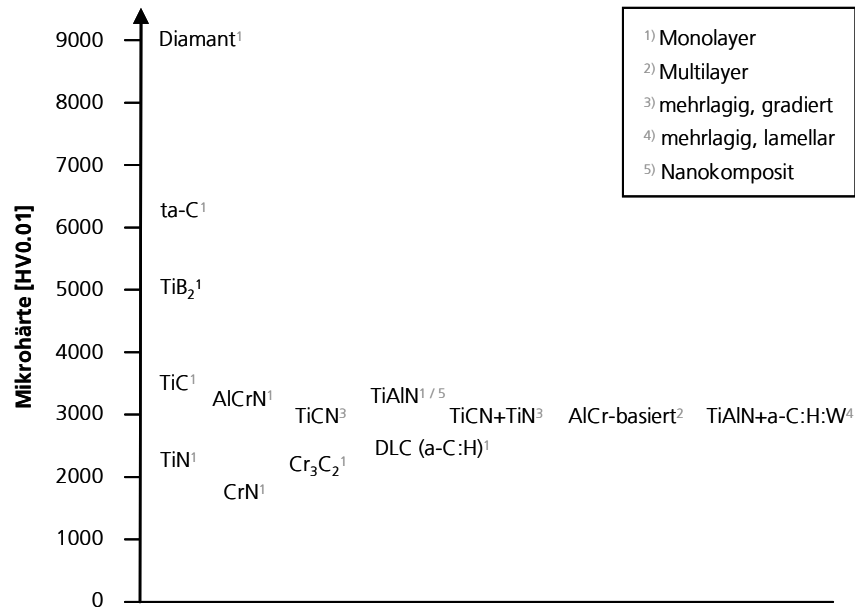


Bild 2.31: Härten von Dünnschichten für Polymerverarbeitung und Zerspanung (ergänzt nach [Berns-2006])

2.5 Fazit

Die Auslegung von Werkzeugen für das Schneiden abrasiver Schnittgüter erfordert immer einen Kompromiss. Eine hohe Härte der Schneidwerkstoffe verspricht einen hohen Verschleißwiderstand und damit lange Standzeiten in der Anwendung. Allerdings ist gleichzeitig hohe Zähigkeit und Bruchwiderstand des Werkzeugs erforderlich, um ein vorzeitiges mechanisches Versagen der Schneidkante auszuschließen. Dementsprechend werden Verbundwerkstoffe aus zäher Matrix und harten Phasen eingesetzt. Für viele Anwendungen werden so akzeptable Messerstandzeiten erreicht. Bei sehr kleinen abrasiven Partikeln im Schnittgut stoßen aber auch hartphasenreiche Werkstoffe an ihre Grenzen, da die Matrix ausgewaschen wird. Der Schutz des Schneidwerkstoffs durch eine umhüllende, verschleißbeständige Beschichtung ist naheliegend, wird aber eher in der Zerspanungstechnik als in der Schneidtechnik eingesetzt. Die hart-spröden Schichten müssen sehr dünn sein, um durch die Elastizität des Substrats nicht zu brechen. Komplexe Mikrostrukturen in den Schichten führen zu einer Erhöhung von Härte und Zähigkeit, wobei die Mechanismen heute nicht gänzlich verstanden werden. Die gezielte Entwicklung von Schneidwerkstoffen ist schwierig. Das dynamische Zusammenwirken der Belastungen beim Schneiden ist nicht mit einzelnen Kennzahlen im Labor zu erfassen. So müssen die Werkzeuge in der jeweiligen Anwendung - meistens im industriellen Umfeld – nach der trial-and-error Methode optimiert werden.

Alle derzeitigen Ansätze zur Entwicklung verschleißbeständiger Schneidwerkzeuge folgen den gleichen Prinzipien: Verschleiß am Werkzeug wird vermieden, die Schneidkantengeometrie soll erhalten werden. Biologische Schneidwerkzeuge folgen dagegen gänzlich anderen Strategien. Sie werden im nächsten Abschnitt dargestellt.

3 Schneiden in der Natur – Zähne

Für Wirbeltiere ist Kauen der einleitende Prozess zur Energieaufnahme. Die Nahrung wird dabei soweit aufgeschlossen, dass sie im Körper weiter verarbeitet werden kann. Bei der Verdauung entstehen so einzelne Moleküle, die von der Darmwand resorbiert werden, um über den Blutkreislauf zu den Zellen zu gelangen. Das Gebiss als funktionale Einheit von Kiefer, Kiefergelenk und Kaumuskulatur ist in erstaunlicher Vielfalt an die jeweiligen Nahrungsquellen angepasst. Doch nicht nur die Konsistenz der Nahrung ist für die Gebissanpassung von Bedeutung, auch die Methoden der Nahrungsbeschaffung finden sich in der Gestalt und Funktionalität der Gebisse wieder: Einfangen, Festhalten, gezieltes Abzupfen, großflächiges Ausrupfen, stückiges Abtrennen, Graben. Das Ergebnis sind so genannte Gebisstypen mit bestimmten Bezeichnungen, wie beispielsweise das Fleischfressergebiss oder das Nagetiergebiss.

Zähne sind die Werkzeuge des Gebisses. Zähne greifen, beißen ab, reißen, nagen, schneiden und mahlen. So ist es nicht verwunderlich, dass sich in der Vielfalt der Gebisstypen ebenfalls unterschiedliche Zahnmorphologien und -strukturen entwickelt haben. Die wissenschaftliche Disziplin der vergleichenden Odonthologie hat zum Ziel, diese Vielfalt zu ordnen. So wird die Terminologie definiert und die Zähne entsprechend ihrer Topographie in Klassen eingeteilt [Türp-1997]. Die vergleichende Odonthologie wird weiter unten noch vertieft behandelt. Aber auch ohne eine detaillierte Auseinandersetzung mit diesem Fachgebiet fällt direkt eine bemerkenswerte Tatsache auf: Trotz ihrer Vielfalt, trotz unterschiedlicher mechanischer Belastung, trotz vielfältiger Funktionalität bestehen alle Zähne im Wesentlichen aus nur zwei Werkstoffverbünden – Dentin und Schmelz.

3.1 Zahnaufbau und Gebiss

Bevor die Zähne in ihrer gesamten morphologischen und strukturellen Vielfalt beschrieben werden, soll an dieser Stelle der grundlegende Aufbau eines Zahns veranschaulicht werden. Dies erfolgt an einem bekannten Zahn – dem menschlichen.

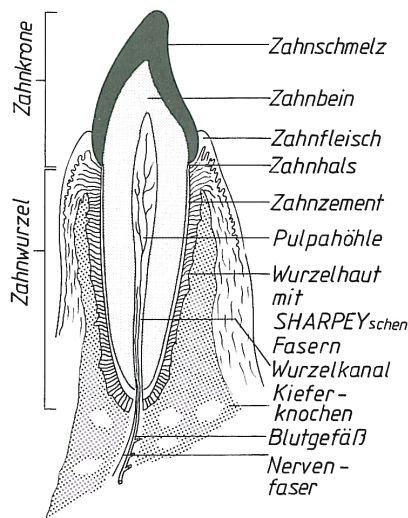


Bild 3.1: Menschlicher Schneidezahn im Kiefer, Längsschnitt [Knoche-1979]

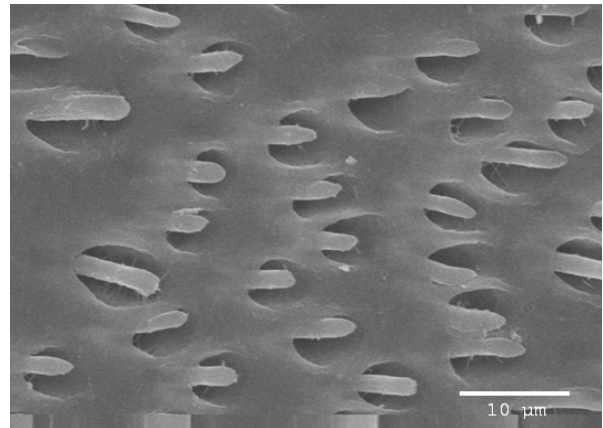


Bild 3.2: Mikrostruktur des Dentins mit Dentinkanälen und Odonthoblastenfortsätzen [Quelle: Philipps Universität Marburg]

Der Zahn wird hier von einer dünnen Schicht Zahnzement ummantelt. Über sharpeysche Fasern ist der Zahn an der Wurzelhaut und damit am Kieferknochen verankert. Wurzelhaut und sharpeysche Fasern bilden gemeinsam die Lagerung des Zahns. Die während des Kauens auf den Zahn wirkende Druckbelastung wird hier in Zugbelastung umgewandelt. Die Wurzelhaut ist flüssigkeitsgefüllt und dämpft so den Kaudruck. Der aus dem Zahnfleisch ragende Teil des Zahns, wird als Zahnkrone bzw. als extraalveolärer Teil bezeichnet. Die Zahnkrone ist mit einer dicken Schmelzschicht bedeckt. Die Werkstoffe des Zahns lassen sich wie folgt charakterisieren:

- **Dentin** ist ein knochenähnliches Material. Es besteht zu ca. 70 Gew.-% aus anorganischen und zu ca. 20 Gew.-% aus organischen Substanzen. Wasser bildet ca. 10 Gew.-% des Dentins. Anorganische Substanzen sind überwiegend Calcium und Phosphat. Kollagene bilden den größten Teil der Organik. Im Gegensatz zum Knochen (45 Gew.-% anorganisch, 30 Gew.-% organisch, 25 Gew.-% wässrig) ist das Dentin zellfrei aufgebaut [Türp-1997]. Das Dentin wird kontinuierlich ernährt und kann über die Pulpahöhle zeitlebens nachgebildet werden.
- **Schmelz** ist stärker mineralisiert als das Dentin. Der anorganische Anteil beträgt 95 Gew.-% bei nur 1 Gew.-% organischem Anteil und 4 % Wasser. Schmelz enthält ebenfalls keine Zellen, im Unterschied zum Dentin besitzt es aber ein kristallines Gefüge, aufgebaut aus Hydroxylapatitkristalliten. Schmelz weist eine Mohs-Härte von 7 auf und bildet somit das härteste Material im Wirbeltierkörper [Pflumm-1989].
- **Zement** ist ebenfalls eine knochenartige Substanz. Es ist weicher als das Dentin. Die Bedeutung des Zahnzements ist für die weiteren Ausführungen von eher untergeordneter Bedeutung und wird daher an dieser Stelle nicht näher beschrieben.

Die stark eingeschränkte Werkstoffauswahl lässt bereits erahnen, dass die funktionale Anpassung der Zähne an spezifische Belastungen neben makroskopischer An-

passung der Zahnform auch – wie so oft in der Biologie – durch lokale Werkstoffmodifikationen auf der mikroskopischen Ebene erfolgt. Es ist daher notwendig, den mikroskopischen Aufbau der Werkstoffe detaillierter zu betrachten.

Die innere Struktur des Dentins wird durch einen Röhrenaufbau gebildet. Die so genannten Dentinkanälchen verlaufen von der Pulpahöhle durchgehend bis zur Schmelz-Dentin Grenzfläche. Bild 3.2 zeigt, dass der Röhrendurchmesser ca. 3 bis 5 μm beträgt. Im Inneren verlaufen so genannte Odontoblastenfortsätze, Fortsätze der dentinbildenden Zellen der Pulpa. Neben diesen sind die Röhren mit einer viskosen Flüssigkeit gefüllt, die als Dentinliquor bezeichnet wird. Der Bereich zwischen den Röhren, das so genannte intertubuläre Dentin, wird durch Kollagenfasern gebildet [Radlanski-1997].

Der mikroskopische Aufbau des Schmelzes ist im Vergleich zum Dentin komplexer. In Bild 3.3 ist der hierarchische Aufbau des Schmelzes von der Nanometerebene bis in den Millimeterbereich skizziert. Die Grundeinheit ist ein einzelnes Hydroxylapatitkristallit mit einer Länge von ca. 160 nm und einer Breite von ca. 30 nm. Das einzelne Kristallit ist von einer dünnen Proteinschale ummantelt. Zu Bündeln zusammengefasst bilden sie so genannte Schmelzprismen. Die Form der Prismen kann variieren [Moddabar-2006]. Die Breite eines einzelnen Prismas beträgt ca. 5 μm . Schmelzprismen werden durch Ameoblasten gebildet, die sich während der Zahnentstehung von der Schmelz-Dentin-Grenze zur späteren Schmelzoberfläche bewegen. Dem Ausdrücken einer Zahnpastatube ähnelnd, ziehen sie eine versteinerte Spur in Form der Schmelzprismen nach sich. Dadurch verlaufen die jeweiligen Prismen ohne Unterbrechung vom Dentin bis zur Schmelzoberfläche.

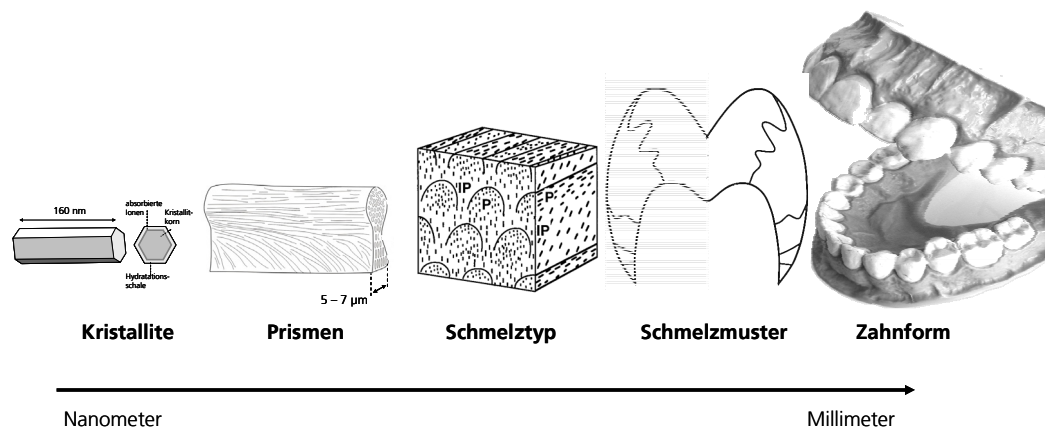


Bild 3.3: Hierarchische Strukturierung des menschlichen Zahnschmelzes (nach [Ang-2010, Maas-1999, Moddabar-2006, Radlanski-1997])

Auf der nächsten Ebene bilden dicht gepackte Prismen (P) und die dazwischen liegende interprimatische Matrix (IPM) den Schmelz. Die interprimatische Matrix wird ebenfalls aus Apatitkristalliten gebildet, sie sind jedoch nicht gebündelt. Die Ameoblasten können ihre Bewegungsrichtung auf ihrem Weg ändern, wodurch die Orientierung der Prismen variiert. Der Verlauf der Prismen und der interprimatischen

Matrix sowie ihre gegenseitige Orientierung bilden den jeweiligen Schmelztypen. Unterschiedliche Schmelztypen können an einem spezifischen Zahn auftreten und bilden damit ein charakteristisches Schmelzmuster. Beim menschlichen Zahn zeigt sich ein welliger Prismenverlauf mit zunehmender Schräglage zur Schmelzoberfläche hin. Zum Zahnhals hin wird ihr Verlauf zunehmend gestreckter. Der Grund hierfür ist im Ausgleich der unterschiedlichen Schmelzdicken zu finden [Radlanski-1997].

In der obersten Hierarchieebene wird die Zahnform und mit ihr die Schmelzanordnung am einzelnen Zahn modifiziert. Das Ergebnis der evolutionären Anpassung sind einzelne Zähne und Gruppen von Zähnen, die spezifische aber damit auch eingeschränkte Funktionen für den Nahrungserwerb und den Nahrungsaufschluss übernehmen. Kiefer und Muskulatur geben die erforderlichen Bewegungen und Kaukräfte für die jeweiligen Zerkleinerungsprozesse – schneiden, mahlen, brechen – vor. Gebisse mit einer Vielzahl an Zahnformen werden als heterodonte Gebisse bezeichnet. Um ein heterodontes Gebiss zu beschreiben, dient jedoch nicht die Funktion der Zähne als Kriterium, sondern alleine ihre Position im Zahnbogen. Allerdings werden Zähne gleicher Funktion zu Zahngruppen zusammengefasst. Ihre allgemeine Benennung lautet (vergl. Bild 3.4):

- **Schneidezähne** (lat. Incisivi; Abk.: I) bilden die Zähne des vorderen Zahnbogens. Im menschlichen Gebiss haben sie eine schneidende Funktion. Sie haben eine schaufelförmige Krone und besitzen eine glatte Schneidekante.
- **Eckzähne** (lat. Canini; Abk.: C) bilden die Eckpfeiler der Frontzähne. Ihre Krone weist eine charakteristische Eckzahnspitze auf.
- **Backenzähne** (lat. Prämolaren; Abk.: P) besitzen eine Kaufläche. Mit jeweils zwei bis drei Höckern wirken sie überwiegend quetschend beim Nahrungsaufschluss.
- **Mahlzähne** (lat. Molaren; Abk.: M) sind an den Enden des Zahnbogens angeordnet und haben eine überwiegend zermahlende Funktion. Ihre Kaufläche weist dafür vier bis fünf Höcker auf [Schubert-2002, Schuhmacher-1997].

Die Anordnung der Zähne im Zahnbogen ist symmetrisch über die Mittelachse. Die Zahnformen und die Zahnanzahl des oberen und unteren Zahnbogens sind jedoch nicht identisch. Aus den Zahnformen und der Lagebeziehung der Zähne des Ober- und Unterkiefers (die so genannte Okklusion) resultiert, dass die Schneidkanten der oberen und unteren Zähne schierend aneinander vorbei gleiten und die Erhöhungen der Backen- und Mahlzähne in die jeweils korrespondierenden Vertiefungen der Höcker greifen. Vielpunktkontakt wird erreicht, wodurch der erforderliche Kraftaufwand zur Zerkleinerung der Nahrung reduziert wird. Horizontale Kieferbewegungen bewirken anschließend ein Zermahlen der Nahrung [Schuhmacher-1997].

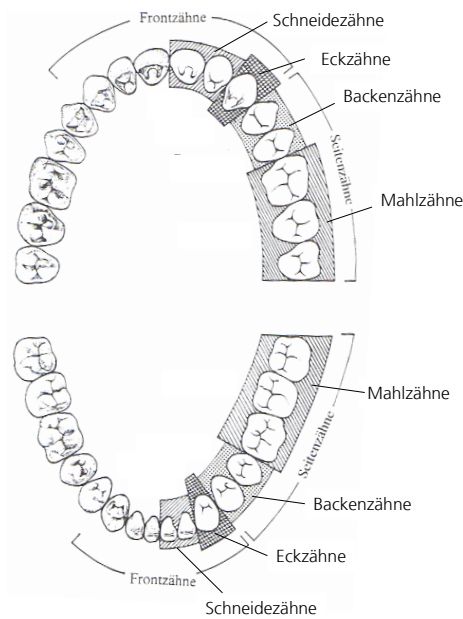


Bild 3.4: Zahngruppen im permanenten menschlichen Gebiss (nach [Schuhmacher-1997])

Die beschriebenen Makro- und Mikromorphologien menschlicher Zähne mit ihren spezifischen Begrifflichkeiten sollen im Weiteren quasi als Ausgangspunkt für eine Analyse nahrungsbedingter Gebissanpassungen bei Säugetieren dienen.

3.2 Nahrungsbedingte Gebissanpassung bei Säugetieren

Gebisse von Säugetieren sind optimal an die Ernährung angepasst. Dem Leser stellt sich - an zahlreiche unangenehme Zahnarztbesuche erinnert - schnell die Frage, warum der Mensch offensichtlich diesbezüglich eine Ausnahme bildet. Das ist jedoch nicht der Fall. Es ist unsere moderne Ernährungsweise, die durch Säuren chemisch-erosiv auf die Schmelzoberflächen einwirkt und Mikroorganismen Angriffsflächen und Wachstumsmöglichkeiten bietet. Der erhöhte mechanische Zahnverschleiß wird in den meisten Fällen durch so genanntes Knirschen - druckvollen Zahn-Zahnkontakten während der Nacht - verursacht. Gründe hierfür sind eher in der Psyche bzw. dem Leistungsdruck unserer Gesellschaft zu suchen, als in vermeintlichen Fehlentwicklungen der Zahn-Evolution. Naturvölker kennen unsere Zahnprobleme nicht.

Aber natürlich verschleiben Zähne. Sind die Zähne nicht mehr funktionsfähig, kann keine Nahrung mehr aufgeschlossen werden – das Tier verhungert. Es ist somit im wahrsten Sinne von lebenswichtiger Bedeutung, dass die Funktion der Zähne über die gesamte Lebensdauer erhalten bleibt. Der menschliche Zahn besitzt hierfür eine dicke Schmelzkappe, die im Laufe der Jahre abgerieben aber nicht vollständig abgetragen wird. Durch die nachfolgenden Ausführungen soll insbesondere geklärt werden, wie die Gebisse verschiedener Tiere mit Verschleiß umgehen – insbesondere dann, wenn ihre Nahrung sehr abrasiv wirkt.

Für die eingehende Betrachtung der Gebissanpassung an die Ernährungsweise hat sich in der Literatur die Unterscheidung zwischen der carnivoren Ernährung (Fleischnahrung), der insektivoren (Insektennahrung), der piscivoren (Fischfresser) und der herbivoren Ernährung (Pflanzenfresser) bewährt [Pfretzschner-1997].

Anders als Pflanzenfresser müssen Fleischfresser ihre Nahrung zuerst fangen und töten. Das getötete Tier muss angeschnitten und das Fleisch vom Knochen abgelöst werden. In Konkurrenz mit anderen Fleischfressern kann es außerdem erforderlich sein, Knochen und Gelenke zu brechen, um ein Stück der Beute vor den Artgenossen zu sichern. Hyänen fressen sogar die Knochen.

Die Schneidezähne von Fleischfressern werden hauptsächlich zum Abnagen von Fleisch vom Knochen eingesetzt und sind dementsprechend gering entwickelt (vergl. Bild 3.5). Umso stärker ist die Ausbildung der Eckzähne, die hier als Reißzähne bezeichnet werden. Sie bilden effiziente Stichwerkzeuge zum Töten der Beute. Backenzähne und Mahlzähne bilden die so genannte Fleisch-Brechscheren aus. Die Bezeichnung leitet sich weniger vom Zerbrechen der Knochen sondern vom Aufbrechen der Beute ab. Beim Fleischfressergebiss sind die Backen- und Mahlzähne von Ober- und Unterkiefer V-förmig ausgebildet, sodass ein scheres Schneiden des Fleisches ermöglicht wird, unterstützt von der Gestalt des Kiefergelenks. Das Kiefergelenk liegt in der Gebissebene, sodass nur eine schanierähnliche Kieferbewegung möglich ist.

Die Zähne der Fleisch-Brechscheren weisen Riefen in Zahn längsrichtung auf, die aus der Berührung des Gegenzahns resultieren (Attrition). In manchen Fällen ist die Schmelzschicht des einen Zahns abgeschliffen, wodurch das Dentin freiliegt. Das Gebiss ist damit aber nicht defekt. Vielmehr wird im Zusammenwirken von harter Schmelzschicht des einen und weichem Dentinkörper des anderen Zahns eine Selbstschärfung der Schere erreicht [Pfretzschner-1997].

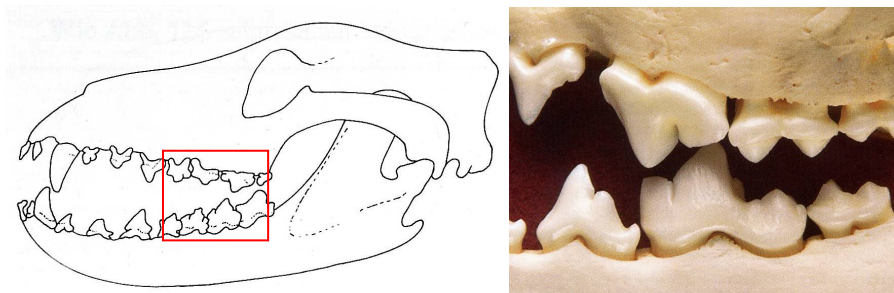


Bild 3.5: Gebiss eines Fleischfressers, links: des Beutelwolves [Starck-1978], rechts: Zahnform der Backenzähne [Quelle: Steinmann-Institut der Universität Bonn]

Insektenfresser besitzen eine hohe Anzahl kleiner, spitzer Zähne, um in die weiche Haut ihrer Beute hinein stechen zu können. Im Bild 3.6 ist das typische Insektenfressergebiss eines Igels dargestellt.



Bild 3.6: Insektenfressergebiss am Beispiel des Igels (nach [Starck-1978])

Neben den Zahnspitzen sind auch kurze Schneiden vorhanden. Sie bewirken nur ein Anschlitzen und weniger ein vollständiges Durchtrennen der Beute, da diese oftmals in einem Stück verschlungen wird.

Während die Beute der Fleischfresser außen eine weiche (Haut, Fleisch etc.) und innen eine harte Konsistenz (Knochen) aufweist, ist die Beute der Insektenfresser quasi umgekehrt aufgebaut, wenn die Insekten mineralisierte, harte Panzer besitzen. Die energiereiche Nahrung ist mit einer harten Chitinhülle ummantelt, die durchbrochen werden muss. Bei auf Käfern spezialisierten Gebissen sind die Mahlzähne daher kräftiger ausgebildet. Die oberen Mahlzähne weisen dann eine viereckige Form auf. Ihre Höckerform ist so angepasst, dass sie eine quetschende Funktion für das Aufbrechen der Hartschalen erhalten.

Die in der Oberhaut der Fische eingelagerten zahlreichen Schleimzellen machen diese zu einer schlüpfrigen Beute. Fischfresser haben ihr Gebiss daher durch eine Zahnvermehrung und durch die Ausbildung kleiner, einförmig spitzkegeliger Zähne an ihre Beute angepasst. Die schneidende Funktion einzelner Zähne wurde vollständig aufgegeben. Ziel ist es, den Fisch durch vielfaches Punktieren zu packen, um ihn dann im Ganzen zu verschlingen. Abbeißen oder schneidendes Zerteilen der Beute wird im Wasser vermieden, da die Stücke von der Strömung schnell weggetrieben werden. Bei dieser stechenden Funktion der Zähne ist kein signifikanter Verschleiß zu erwarten.

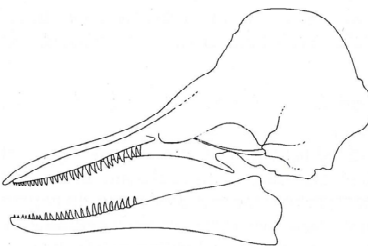


Bild 3.7: Fischfressergebiss am Beispiel des Delphins [Starck-1978]

Auch Pflanzenfresser, die sich von Blättern und Früchten ernähren, zeigen keinen erhöhten Zahnverschleiß. Anders verhält es sich bei Grasfressern. Gräser wirken aus mehreren Gründen sehr abrasiv: Das äußere Gewebe von Gräsern enthält so genannte Phytolite, meist in Form von amorphem hydrogenisierten Siliciumdioxid (Silika). Diese harten, mikrometergroßen Partikel sind in der Zellwand eingelagert (vergl.

Bild 3.8) und bilden so eine Art Fraßschutz. Die Härte der Phytolite von 7 auf der Mohs-Skala wirkt an den Zähnen von Grasfressern stark abrasiv verschleißend. Gleichzeitig gelangt im bodennahen Bereich immer auch ein gewisser Sand- und Staubanteil in das Gebiss. Im Kot verschiedener afrikanischer Grasfresser wurden Silikaanteile von bis zu 115 g/kg bezogen auf die Trockenmasse ermittelt [Hummel-2011].

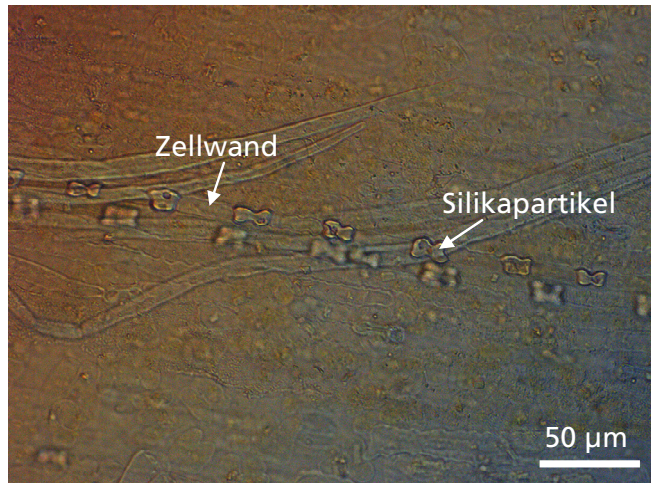


Bild 3.8: Phytolithe im Zellverband des *Phragmites australis* (Schilfrohr) [Braune-2009]

Aufgrund geringer Nährstoffgehalte der Gräser müssen große Mengen aufgenommen werden. Dies gewährleisten die weiten Zahnbögen der Grasfressergebisse. Anders als bei Fleisch-, Insekten- und Fischfressern ist ein schnelles Herunterschlingen der Nahrung nicht möglich. Die faserige Nahrung muss vor dem Verdauen intensiv aufgeschlossen werden. Der lange Kauprozess verstärkt somit ebenfalls die Abnutzung der Zähne.

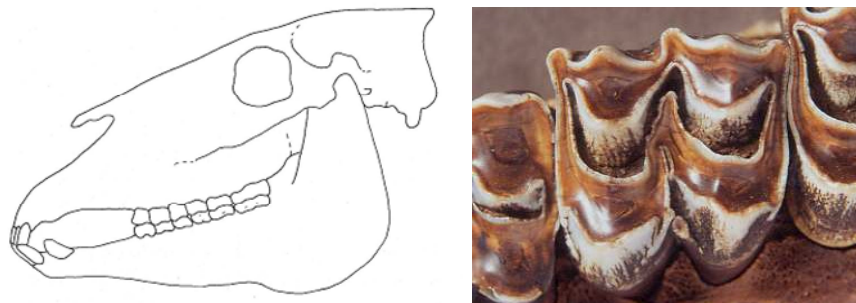


Bild 3.9: Grasfressergebiss des Pferdes [Starck-1978] (links), Molaren des Hirsches (rechts) [Quelle: Steinmann-Institut der Universität Bonn]

Bild 3.9 zeigt am Beispiel des Pferdes, wie sich das Gebiss auf die abrasive Nahrung einstellt. Die Zahnanzahl ist reduziert. Zwischen dem vorderen und hinteren Gebiss ist eine Lücke in der Bezahnung zu erkennen. Die Schneidezähne sind als Zange ausgebildet, um das Gras abzurupfen. Backenzähne und Mahlzähne stehen eng aneinander und bilden eine zusammenhängende Reibfläche, in der die Backenzähne ihre quetschende Funktion aufgeben

haben. Das hoch angeordnete Kiefergelenk ermöglicht die mahlenden Bewegungen des Unterkiefers.

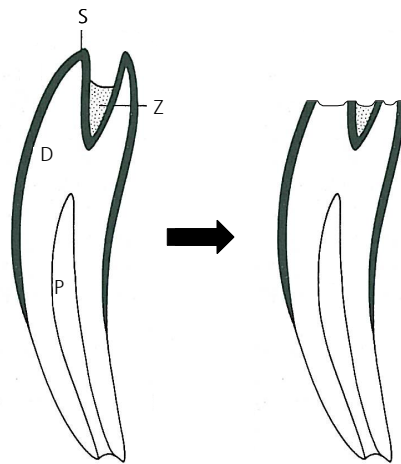


Bild 3.10: Verschleißprinzip hochkroniger Backenzähne (S = Schmelz, Z = Zahnzement, D = Dentin, P = Pulpa) (ergänzt nach [Türp-1997])

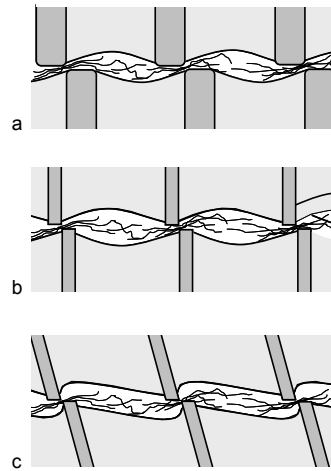


Bild 3.11: Anpassung der Geometrie der Schmelzbänder hochkroniger Mahlzähne an abrasive, faserige Nahrung.

Zur Kompensation des Zahnverschleißes haben sich an den Backen- und Mahlzähnen hohe Höcker ausgebildet. Die Zwischenräume zwischen den Höckern sind mit Zahnzement gefüllt. Dieser als hochkronig bezeichnete, lang gestreckte Zahn passt in dieser Form nicht mehr vollständig in die Alveole. Aus diesem Grund ist das Wurzelwachstum der Zähne verzögert, so dass der Zahn längere Zeit während der Nutzung wächst und so den Verschleißbetrag kompensiert. Durch den Verschleiß wird die ursprünglich auf der Kaufläche angeordnete Kronenzementschicht abgekaut, so dass danach Schmelz, Dentin und die Zahnzementfüllung nebeneinander angeordnet sind (vergl. Bild 3.10). Schmelz steht dann als Schmelzband aufgrund seines höheren Verschleißwiderstandes leicht erhaben aus der Kaufläche hervor. Es bilden sich somit permanent scharfe Kanten für den effizienten Aufschluss der Nahrung. Bild 3.9 zeigt dies beispielhaft an den Mahlzähnen eines Hirschgebisses. Der Zahnzement in der Mitte der Kaufläche ist bei diesem Präparat nicht mehr vorhanden.

Bei zusätzlicher Erhöhung der Verschleißwirkung wird die beschriebene Zahnmorphologie hochkroniger Zähne zunehmend komplexer. Eine Modifikation besteht in der Reduktion der Schmelzbanddicke. Bild 3.11 verdeutlicht, dass bei dicken Schmelzbändern die Abrasivität zur Verrundung der Schmelzbandkanten führt. Dünnere Schmelzbänder werden schneller abgerieben, bevor sie verrunden. Dadurch wird die Selbstschärfung des Zahns erreicht. Der Schnitt wird effektiver. Die Zerkleinerungsleistung wird zusätzlich erhöht, indem die Schmelzlamellen in Richtung der relativen Kaubewegung geneigt werden.

Eine weitere Optimierung ist beispielsweise bei Wühlmäusen zu beobachten. Sie ernähren sich von Wurzeln. Das Gebiss kommt dabei intensiv mit Sand in Kontakt. Durch Windung der Schmelzleisten wird der Schmelzanteil an der Kaufläche erhöht. Es entstehen komplexe Schmelzfaltungen (vergl. Bild 3.12). Die Zähne sind nun

dauerwachsend ausgebildet und tief im Kieferknochen verankert. Auch hier sind die Zähne geneigt, wobei die Winkel der oberen und unteren Zähne gegensinnig angeordnet sind.

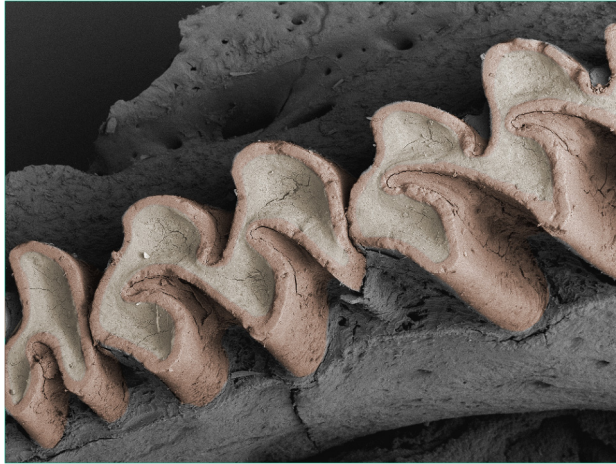


Bild 3.12: Komplexe Schmelzfaltungen an den Mahlzähnen der Wühlmaus [Quelle: Steinmann-Institut der Universität Bonn]

Die Schneidezähne der Wühlmaus – aber auch anderer Nagetiere - zeigen ebenfalls eine extreme Anpassung an den Verschleiß. Bei den so genannten Nagezähnen ist nur an der Vorderseite eine dünne, hufeisenförmige Schmelzlamelle angeordnet. An der Zahnschmelz bildet die Schmelzschicht aufgrund des stärker abreibenden Dentins eine permanent scharfe Schneidkante (vergl. Bild 3.13). Der Nagezahn ist ebenfalls dauerwachsend ausgebildet. Seine Form ist stark gekrümmt. Die Alveolen reichen sehr weit in den Kiefer hinein, um die hohen Bisskräfte abzufangen.

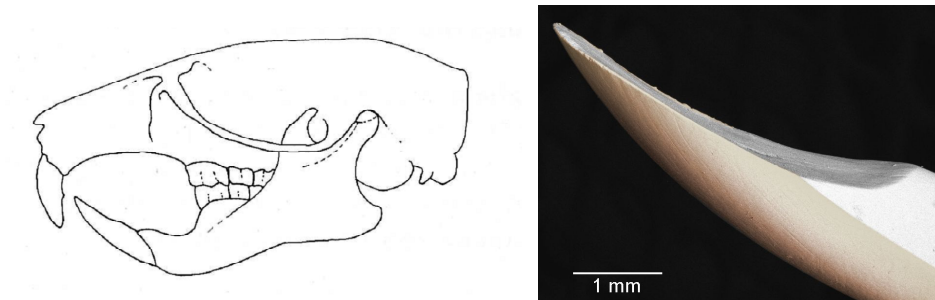


Bild 3.13: Links: Typisches Nagetiergebiss (hier: Ratte) [Starck-1978]; rechts: Nagezahn der Wühlmaus [Quelle: Steinmann-Institut der Universität Bonn]

Der Einblick in die nahrungsbedingte Gebissanpassung verdeutlicht die evolutive Strategie für das effiziente Schneiden abrasiver Materialien:

- Der gegen Verschleiß schützende, harte Schmelz ist nur an der Kaufläche bzw. der Zahnschmelz angeordnet. Im Kern ist der Zahn weich-elastisch.
- Bei stärkerer Verschleißwirkung der Nahrung streckt sich der Zahn, die Schmelzschicht selbst wird nicht verstärkt. Vielmehr »öffnet« sich der Zahn,

so dass strukturierte Reibflächen durch hart-weich-Werkstoffkombinationen beim Abkauen entstehen.

- Anstatt einer Verstärkung der Schmelzbänder wird durch die Verringerung der Schmelzbanddicke schnellerer Abrieb provoziert. Dieser wird durch die geometrische Erhöhung des Schmelzanteils an der Kaufläche (durch Schmelzfaltung) sowie der Neigung der Zähne kompensiert, wodurch Selbstschärfung erreicht und die Schneideffizienz erhöht wird. Der Materialverlust wird durch Dauerwachstum exakt ausgeglichen.
- Die Natur nutzt den Verschleiß aktiv, der Verschleiß wird »gelenkt«. Spezialisierte Schneidezähne wie der Nagezahn zeigen, dass die mechanische Belastbarkeit des Werkzeugs durch dieses Prinzip nicht vermindert wird.

Das Gegenteil scheint der Fall zu sein. Die dünnen Schmelzbänder und -schichten stehen kaum hinterstützt aus der Kaufläche oder an der Zahnspitze (Nagezahn) hervor. Unter Berücksichtigung der aus den Kaukräften resultierenden hohen Biege-, Druck- und Scherspannungen ist diese Tatsache bemerkenswert. Wie in den vorherigen Ausführungen zum Zahnaufbau bereits beschrieben, scheint die Mikromorphologie des Zahnschmelzes dessen mechanische Eigenschaften beeinflussen zu können. Es ist daher anzunehmen, dass auch auf der mikroskopischen Ebene eine biomechanische Anpassung des Werkstoffs an die wirkenden Belastungen erfolgt. Um dies zu prüfen, soll daher das Werkstoffkonzept des Nagezahns detailliert betrachtet werden.

3.3 Die Biomechanik von Zahnschmelz und Dentin

Da es sich bei den Zahnwerkstoffen um hierarchisch strukturierte Materialien handelt, ist bereits die Ermittlung grundlegender mechanischer Kennwerte – anders als bei technischen Werkstoffen – anspruchsvoll. Das Dentin wird zudem mit Nährstoffen versorgt. Es handelt sich somit um lebendes Gewebe, dessen mechanische Eigenschaften sich außerhalb des Organismus von denen im funktionsfähigen Gebiss unterscheiden. In der Literatur sind daher naturgemäß hohe Standardabweichungen von Messwerten zu erwarten, je nachdem, welches Analyseverfahren verwendet wurde und ob es sich um in vitro oder in vivo Untersuchungen handelt. Um die Biomechanik und biomechanische Anpassungen von Schmelz und Dentin zu verstehen, ist es daher sinnvoll, sich dieser Thematik über den mikromorphologischen Aufbau der Werkstoffe zu nähern.

Schmelz und Dentin sind anisotrope Werkstoffe. Wie oben beschrieben, ist Schmelz aus Prismenbündeln und interprismatischer Matrix aufgebaut. In Bild 3.14 ist ein Schmelzvolumen schematisch vereinfacht dargestellt.

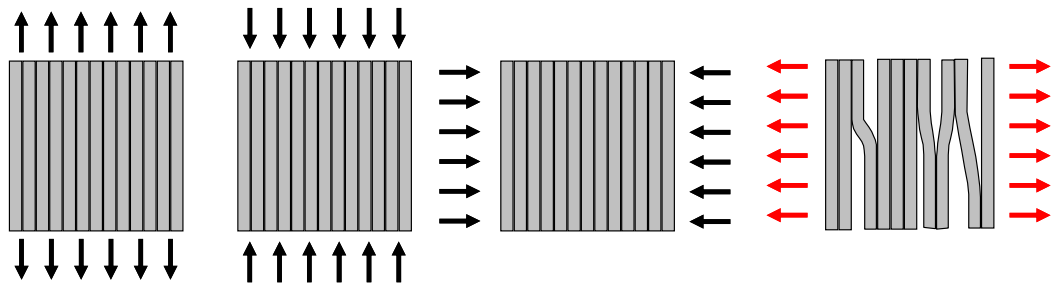


Bild 3.14: Belastungssituationen eines aus parallelen Prismen aufgebauten Schmelzvolumens (nach [Pfetzschnner-1988])

Die Anisotropie des Schmelzes bewirkt, dass der Werkstoff in Prismenrichtung hohe Zugfestigkeiten aufweist. Auch Druckkräfte in Prismenrichtung können durch die hohe Packungsdichte ohne Knicken der dünnen Kristallite aufgenommen werden. Gleiches gilt für senkrecht auf den Prismenverlauf wirkende Druckkräfte. Zugkräfte senkrecht zur Prismenrichtung bilden hingegen den kritischen Lastfall. Hierbei versagt zuerst die Matrix, da sie weniger zugfest als die Prismen ist [Pfetzschnner-1997].

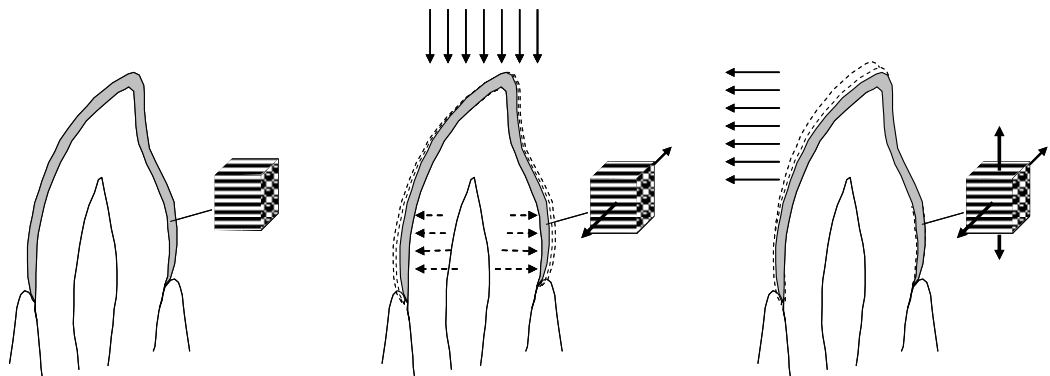


Bild 3.15: Belastungsszenarien an einem Schneidezahn und die dadurch am Schmelzvolumen angreifenden Reaktionskräfte

Dass dieser kritische Lastfall beim Kauprozess tatsächlich auftritt, zeigt das Gedankenmodell in Bild 3.15. Dargestellt ist ein menschlicher Schneidezahn. Die Schmelzkappe bedeckt die Zahnkrone vollständig. Die Prismen und interprismatische Matrix verlaufen von der Schmelz-Dentin-Grenzfläche zur Schmelzoberfläche. Wirken nun vertikale Kaukräfte, komprimiert das Dentin aufgrund seiner visko-elastischen Eigenschaften, so dass sich der äquatoriale Umfang des Zahns zur Basis der Zahnkrone hin zunehmend erweitert. Tangentiale Spannungen und damit Zugkräfte senkrecht zur Prismenorientierung sind die Folge. Das Rissrisiko steigt weiter an, wenn die Zahnkrone seitlich belastet wird, wie es beim Abreißen von Nahrung der Fall sein kann. Hier greifen auf der lastabgewandten Seite zusätzliche Zugkräfte in einer weiteren Ebene am Schmelzvolumenelement an.

Der Zahnschmelz hat sich im Verlauf der Evolution an diese Belastungssituationen angepasst, indem die Prismen in gekreuzten Lagen angeordnet sind. Die daraus resultierende Bruchsicherung verdeutlicht Bild 3.16.

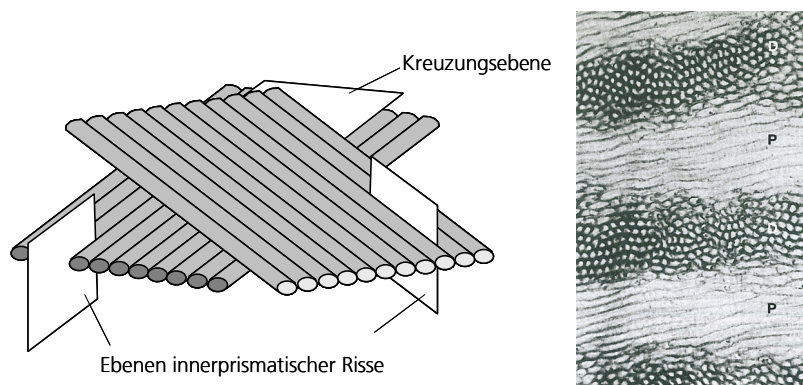


Bild 3.16: Gekreuzt angeordnete Prismenlagen; links: schematische Darstellung (nach [Maas-1999]); rechts: Lichtmikroskopische Aufnahme eines Schmelzeschliffs am menschlichen Präparat (nach [Meyer-1932])

Der innerprismatisch verlaufende Riss trifft in einem stumpfen Winkel von bis zu 90° auf die benachbarten Prismenlagen. Der Riss verzweigt sich. Durch die Rissverzweigung wird an jeder Risspitze die Energie für die kritische Rissausbreitung unterschritten. Hierdurch kommt die Rissausbreitung zum Erliegen [Pfetrschner-1997]. Im Bild 3.16 rechts ist zu erkennen, dass beim menschlichen Zahnschmelz immer mehrere Prismenlagen einer Verlaufsrichtung folgen. Dieses Muster wird nach ihren Entdeckern Hunter-Schregersche Streifung oder Hunter-Schreger-Bänder genannt und bildet einen eigenständigen Schmelztyp [Radlanski-1997]. Verlaufen die Schmelzprismen im Gegensatz dazu parallel und gerade von der Schmelz-Dentin-Grenze zur Außenfläche, wird dies als Radialschmelz bezeichnet. Bei diesem Schmelztypen können die Prismen, wie oben beschrieben, in einem gewissen Winkel zur Kaufläche hin ansteigen [Martin-1997]. Am menschlichen Backenzahn nehmen die Hunter-Schreger-Bänder das innere Drittel der Schmelzdicke ein. Am Schneidezahn besteht der Schmelz vollständig aus diesem Schmelztypen.

Eine vollständig andere Belastungssituation ergibt sich bei Zähnen, die abrasivem Verschleiß ausgesetzt sind. Hier ist die Zahnkrone nicht vollständig mit einer Schmelzkappe umschlossen. Bei hochkronigen Backenzähnen stehen die Schmelzbänder hochkant aus der Kaufläche hervor. Bei Nagezähnen ist nur die Vorderseite des Zahns mit Schmelz bedeckt. Die Zahnschmelz wird hier nur durch Schmelz gebildet. In diesen Fällen wirkt die Kaukraft im Wesentlichen auf die Schmelzschicht.

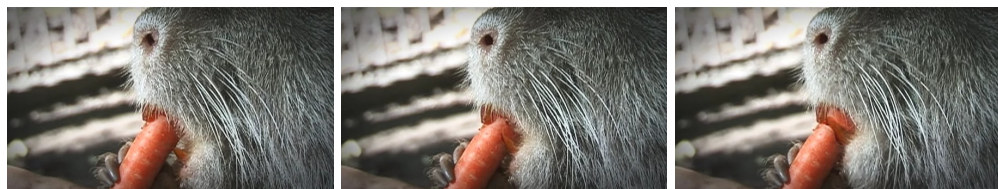


Bild 3.17: Bissbewegung der Nagezähne, beobachtet an einem Nutria (aus Filmsequenzen, Aufnahmen: Peter Schoppa)

Die Bewegungsrichtung beim Nagen wurde an einem Nutria beobachtet (vergl. Bild 3.17). Es ist zu erkennen, dass der obere Zahn als Gegenhalter fungiert und die Bisskraft in Richtung der vordersten Zahnschmelz am unteren Nagezahn angreift. Daraus ergibt sich eine Belastungssituation, wie sie in Bild 3.18 skizziert ist.

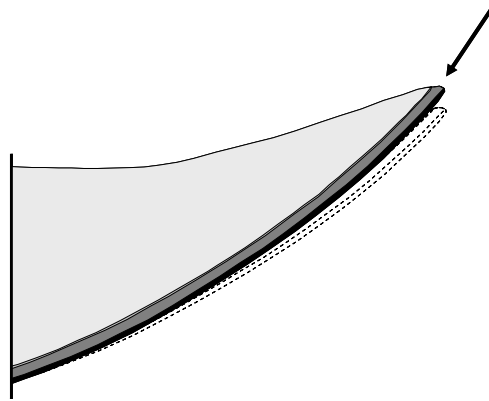


Bild 3.18: Gedankenmodell Belastungssituation am Nagezahn durch Bisskraft

Unter dieser Belastung wird die Schmelzschicht gegen den Dentinkörper entgegen der Richtung der Kaubewegung verschoben. Neben Schubspannungen in der Schmelz-Dentin-Grenzfläche müssten zudem Zugspannungen orthogonal auf die Grenzfläche einwirken. An hochkronigen Backenzähnen konnten diese Zugspannungen mittels Finite-Elemente-Modellierung berechnet werden [Pfetzschnier-1997]. Die Anpassung der Zahnmikrostruktur des Nagezahns an diese Belastung ist nachfolgend anhand eines Längsschnitts durch den Nagezahn der Wühlmaus dargestellt.

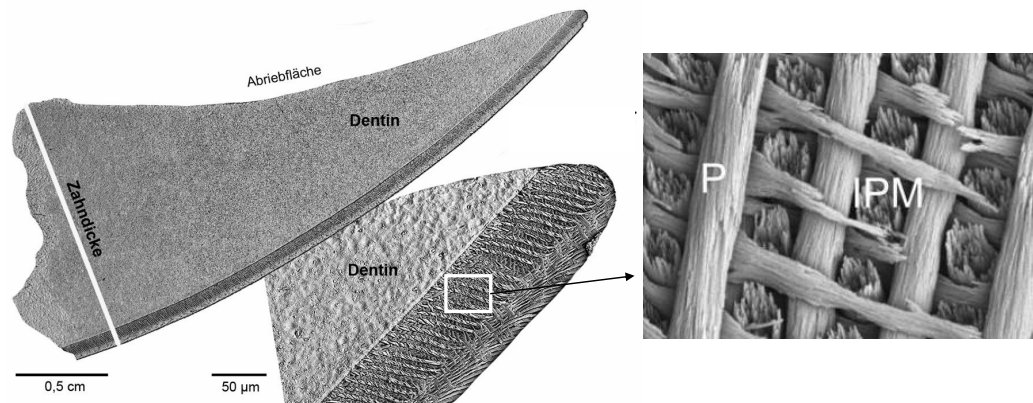


Bild 3.19: Längsschnitt durch den Nagezahn der Wühlmaus und Detailvergrößerung der Hunter-Schreger-Schmelzmikrostruktur (P = Prisma, IPM = interprismatische Matrix) [Quelle: Steinmann-Institut der Universität Bonn]

Der Darstellung ist zu entnehmen, dass die Zahndicke ca. 1,4 mm beträgt, wovon die Schmelzdicke lediglich 0,08 mm einnimmt. Die inneren zwei Drittel der Schmelzdicke werden durch den Schmelztyp Hunter-Schreger-Bänder gebildet. Die Bänder steigen bezogen auf die Schmelz-Dentin-Grenzfläche in einem Winkel von ca. 30° zur Zahnspitze hin an. Die Schmelzaußenseite wird von Radialschmelz gebildet. Hier erhalten die Prismen eine weitere Umlenkung zur Zahnspitze hin. Die Schmelz-Dentin-Grenzfläche ist als dünne Linie von wenigen Mikrometern Dicke erkennbar. Die Detailaufnahme der Schmelz-Mikrostruktur zeigt, dass der Hunter-Schreger-Schmelztyp am Nagezahn gegenüber der menschlichen Gestalt stark modifiziert ist. Anstelle mehrerer Prismenlagen wird ein Band nur durch jeweils eine Prismenlage

gebildet. Zudem zeigen benachbarte Lagen eine Verflechtung ineinander. Die interprismatische Matrix verläuft nicht mehr parallel zu den Prismen, sondern rechtwinklig zur Prismenebene. So entsteht eine dreidimensional geflochtene Biokeramik, deren Entstehungsprinzip bei der Zahngenese heute noch nicht verstanden ist.

Von Koenigswald erkennt in der speziellen Morphologie dieser Hunter-Schreger-Bänder eine in allen Raumrichtungen verfestigte Struktur, welche die Rissausbreitung entscheidend erschwert. Das Ausdünnen der Prismenlagen begründet er mit der im Verlaufe der Evolution immer kleiner werdenden Gestalt der Nager und der dementsprechend kleineren Zahndimensionen [Von Koenigswald-1990]. Allerdings scheint die auf Druck belastete Schmelzschicht am Nagezahn keiner Rissgefahr ausgesetzt. Ein radialer Schmelztyp würde diese Belastung optimal aufnehmen können.

Die mechanischen Eigenschaften der modifizierten Hunter-Schreger-Schmelzstrukturen konnten bislang nicht ermittelt werden. Kennwerte wie Elastizitätsmodul oder Härte können am Schmelz nur über Indentationsverfahren ermittelt werden. An den fein strukturierten Schmelztypen des Nagezahns scheiterte die Indentation bislang an zu hohen Streuungen der Messwerte. Am menschlichen Zahn wurden mechanische Kennwerte bereits gemessen. Sie sind für die Entwicklung von Materialien für die Zahnprothetik von Interesse. Angker und Swain ermittelten den E-Modul von Dentin mit 20 GPa. Am Schmelz wurde ein E-Modul von 80 GPa gemessen [Angker-2006]. Da es sich um anisotrope, hierarchisch strukturierte Werkstoffe handelt, können diese Werte jedoch nur als Anhaltspunkte gesehen werden.

Ein deutlich differenzierteres Bild gibt Ang [Ang-2010]. Die Autoren untersuchten die Mechanik des humanen Schmelzes durch Indentierung auf dessen gesamter Größenskala, vom Millimeter- bis in den Nanometerbereich. Die linke Grafik in Bild 3.20 zeigt, dass mit abnehmendem Kontaktradius des Indenters die elastische Verformungsfähigkeit des Schmelzes steigt. Im Größenbereich einzelner Prismen und Kristallite konnten plastische und elastisch-plastische Deformation nachgewiesen werden.

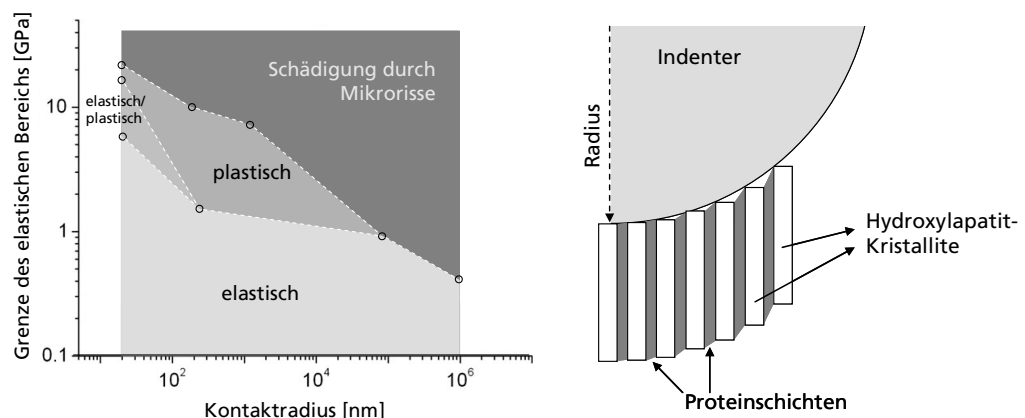


Bild 3.20: a) Regionen bevorzugten Deformationsverhaltens des Schmelzes; b) Schematische Skizze der durch einen sphärischen Indenter induzierten Schmelzdeformation (nach [Ang-2010])

Bild 3.20 rechts zeigt ein Modell zur Erklärung der plastischen Deformierbarkeit von Schmelz. Nach Ansicht der Autoren werden die Spannungen der Last von den har-

ten Kristalliten aufgenommen, während die dünnen innerkristallinen organischen Proteinlagen durch Deformation diese Spannungen dissipieren. Ähnliche Modelle wurden an ebenfalls hierarchisch aufgebauten Knochenstrukturen gewonnen [Yao-2011]. Es scheint daher naheliegend, dass die modifizierte Morphologie der Hunter-Schreger Bänder des Nagezahns erweiterte Möglichkeiten des Spannungsabbaus in der Schmelzschicht bieten. Die Geflecht-Struktur könnte bewirken, dass die angreifenden Spannungen geometrisch so in das Gewebe und die einzelnen Prismen eingeleitet werden, dass sie effizient durch elastisch-plastische Deformation – Dehnungen und Stauchungen der interprismatischen Matrix sowie der Proteinlagen der Kristallite – abgebaut werden. Dies würde eine Verringerung der delaminierend wirkenden Zugkräfte und Scherkräfte in der Schmelz-Dentin-Grenze bewirken. Die Tatsache, dass die Indentation des Hunter-Schreger-Schmelztyps bislang nicht gelungen ist, scheint diese Hypothese zu stützen. Belastbare Untersuchungen, welche die mechanischen Eigenschaften der Zahnwerkstoffe mit der Geometrie des Nagezahns und der Anordnung der Zahnschmelzschicht verknüpfen, existieren nicht.

Ein Grund hierfür ist sicherlich auch, dass biologische Materialien niemals eindeutige Mechanismen bieten, welche ihr Verhalten als Werkstoff erklären könnten. Es ist vielmehr ein Zusammenwirken verschiedenster Faktoren. Dies erschwert auch die Beurteilung von Quantität und Qualität des abrasiven Verschleißes. Der Abrieb des Zahns resultiert aus der komplexen Interaktion von Kaukräften, Zahngeometrie, den Eigenschaften der Nahrung, des Speichels, der Dicke der Schmelzschicht und der Mikrostruktur des Schmelzes.

Die Härte von Schmelz und Dentin beschreibt ihre Widerstandsfähigkeit gegenüber dem Eindringen eines harten Körpers und bietet somit erste Hinweise auf die Verschleißbeständigkeit. Über Nanoindentation wurde am Dentin eine Härte von ca. 100 HV gemessen. Der Wert für Schmelz betrug ca. 400 HV [Angker-2006]. Diese Werte berücksichtigen nicht den Einfluss der Mikrostruktur. Qualitativ wird der Einfluss der Mikrostruktur in der Literatur durch die Orientierung der Kristallite zur Schmelzoberfläche und zum resultierenden Kraftvektor des abrasiven Partikels beschrieben. Schmelz dessen Kristallite rechtwinklig zur Oberfläche ausgerichtet sind, zeigen geringere Verschleißraten im Vergleich zu parallel zur Oberfläche orientierten Kristalliten. Zudem ergeben sich unterschiedliche Größen der abgeriebenen Schmelzpartikel. Als Ursache für diese Beobachtungen wird vermutet, dass an der Schmelzoberfläche rechtwinklig angeordnete Kristallite im Vergleich zu parallel angeordneten eine geringere Angriffsfläche bieten und von den benachbarten Kristalliten hinterstützt werden. Zudem zeigt sich ein Einfluss der Packungsdichte der Kristallite. Je höher die Dichte, desto geringer ist ihr Abrieb [Maas-1999].

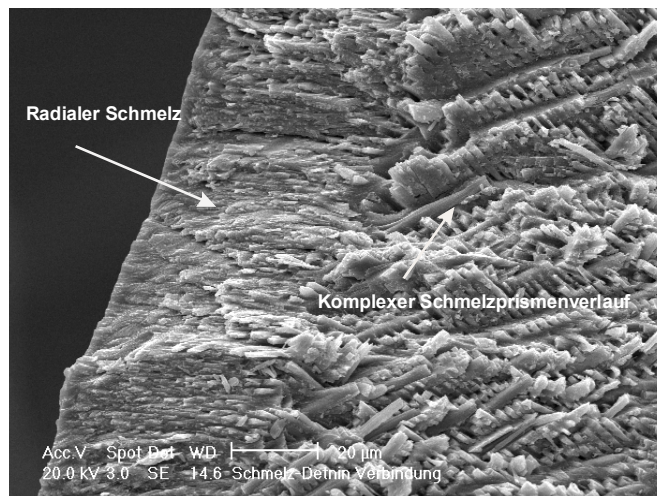


Bild 3.21: Kryobrush durch die Schmelzschicht eines Rattenzahns, die Schmelz-Dentin-Grenze liegt rechts.

Die unterschiedliche Packungsdichte von Radialschmelz und Hunter-Schreger-Schmelztyp am Nagezahn ist in Bild 3.21 zu erkennen. Die äußere Radialschmelzschicht (im Bild links) erscheint wesentlich dichter. Es wird daher vermutet, dass dieser Schmelztyp eine höhere Widerstandsfähigkeit gegen abrasiven Verschleiß aufweist als der Schmelztyp Hunter-Schreger-Bänder [Von Koenigswald-1990]. Allerdings existieren keine am Nagezahn gewonnenen Messwerte. Unterschiede im Abrasionswiderstand lassen sich aber am Verschleißbild und der Schneidkantenkontur der Schmelzfaltungen von Backenzähnen erkennen.

Bei fast allen Nagezähnen besteht die innere Schmelzschicht aus dem Hunter-Schreger-Schmelztyp, die äußere aus Radialschmelz. Im Verlauf der Evolution hat die Mikrostruktur der Hunter-Schreger-Bänder eine Entwicklung durchlaufen, wobei drei Typen von Hunter-Schreger-Bändern zu unterscheiden sind: so genannte pauciserale, uniserale sowie multiserale Hunter-Schreger-Bänder (vergl. Bild 3.22). Frühe Nagetierarten zeigen primitive pauciserale Hunter-Schreger-Bandtypen. Die Bänder sind 2 bis 4 Prismenlagen dick und stehen im rechten Winkel zur Schmelz-Dentin-Grenze. Die interprismatische Matrix verläuft prismenparallel und umhüllt die Prismen allseitig. Ausgehend von diesem Typ haben sich zwei Entwicklungslinien ausgebildet. Eine Entwicklungslinie führt zum uniseralen Typ, der sich durch eine extreme Ausdünnung der Prismenlagen bis auf eine einzige Prismenlage auszeichnet. In der weiteren Entwicklung sind die Prismen in einem Winkel bis zu 50° zur Schmelz-Dentin-Grenze angeordnet. Die Interprismatische Matrix verläuft dann rechtwinklig zur Prismenorientierung. Die andere Entwicklungslinie brachte den multiseralen Typ hervor, der zu einer Verdickung der Prismen führte, begleitet von einer frühzeitig gewinkelten interprismatischen Matrix. Diese kann in der weiteren Entwicklung Platten zwischen den Prismenreihen bilden, was offensichtlich zu einer effektiven dreidimensionalen Festigung der Struktur führte [Martin-1997].

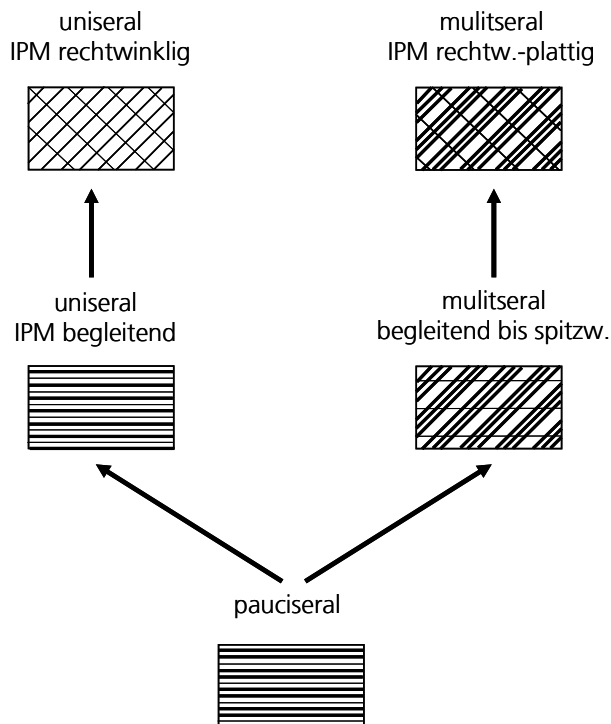


Bild 3.22: Evolutionäre Entwicklung der Hunter-Schreger-Bänder im Schmelz der Nagezähne (nach [Martin-1992])

3.4 Fazit

Zähne haben sich im Laufe der Evolution an die Zerkleinerung abrasiver Nahrung angepasst. Permanentes Zahnwachstums ermöglicht, abrasiven Verschleiß für die Bildung scharfer Schneidkanten aktiv zu nutzen. Unterschiede im Verschleißwiderstand der beteiligten Werkstoffe werden hierzu gezielt eingesetzt. Die Dicke der Schmelzbänder und -schichten wurde reduziert, um scharfe Schneidkanten zu gewährleisten. Die mechanische Stabilität dieser filigranen Strukturen wird offensichtlich durch die hierarchisch aufgebaute Struktur des Schmelzes erreicht. Sie ermöglicht die mikromorphologische Anpassung des Schmelzes an die Belastung und bietet so effiziente Möglichkeiten der Spannungsdissipation, was den Bruch des Zahns und insbesondere der Schmelzschichten verhindert. So sind Zähigkeit und Festigkeit des Schmelzes gleichermaßen erhöht. Die Mechanismen hierzu können heute noch nicht im Detail beschrieben werden. In Analogie zu anderen Biomaterialien scheint aber das Zusammenwirken kristalliner und amorpher Phasen in den Werkstoffen diesbezüglich eine wichtige Rolle einzunehmen. Aufbau und Mechanismen hierarchisch strukturierter Biomaterialien unterscheiden sich dadurch deutlich von technischen Verbundwerkstoffen (vergl. beispielsweise [Friedrich-1986]).

Analogien zwischen Zähnen, Zahnschmelz und technischen Schneidwerkzeugen sind deutlich erkennbar. Ansätze für die Entwicklung neuer technischer Werkstoffkonzepte lassen sich ableiten. Sie sollen im Folgenden hergeleitet werden.

4 Folgerung, Ziel und Weg

Der Zahn ist kein Ergebnis eines gezielten Optimierungsprozesses. Im Verlauf der Evolution hat sich durch Mutation und Selektion ein Werkstoffkonzept durchgesetzt, welches dem Lebewesen Vorteile gegenüber anderen bot und den Fortbestand seiner Art gewährleistete. Die Natur bedient sich im Evolutionsprozess derjenigen Möglichkeiten, die ihr zur Verfügung stehen. Nicht alle Details des natürlichen Prinzips stehen im Zusammenhang mit den zu beobachtenden Effekten, welche in die Technik übertragen werden sollen. Eine ingenieurmäßige, detaillierte Analyse des gesamten Systems ist daher nicht zielführend. Es gilt vielmehr, die wesentlichen Analogien zwischen natürlichen und technischen Systemen zu erkennen und wichtige Aspekte des biologischen Vorbilds zu abstrahieren. Ziel muss es sein, das wesentliche Prinzip der biologischen Lösung in die technische Anwendung zu übertragen und weniger die Natur zu kopieren.

Schneidezähne von Nagetieren zeigen viele Analogien zu technischen Schneidwerkzeugen für abrasive Schnittgüter. In beiden Fällen lassen sich die Schnittgüter durch visko-elastische Eigenschaften charakterisieren. Beide enthalten feine Partikel mit hoher Härte, welche die Schneidkante abrasiv belasten. Es ist davon auszugehen, dass die Schnittkräfte ähnliche Größenordnungen einnehmen. Technische Schneidverfahren arbeiten im Vergleich zu biologischen allerdings auf einem deutlich höheren Geschwindigkeitsniveau. Höhere dynamische Lasten sind die Folge. Dies äußert sich im unterschiedlichen Festigkeitsniveau von Werkzeugstahl auf der einen und Dentin/Schmelz auf der anderen Seite. Beiden Systemen gemeinsam ist die Bedeutung der optimal aufeinander abgestimmten Biegefestigkeit, Zähigkeit und Härte für die Funktion des jeweiligen Werkzeugs. Mit dem Werkstoff Schmelz wird am Zahn das härteste Material eingesetzt, welches in der belebten Natur vorkommt. Schmelz und abrasive Phytolyte weisen vergleichbare Härten auf. Der Schmelz befindet sich demzufolge im Übergang zur Verschleißhochlage. Starker Verschleiß ist die Folge – die Zahnschneidkante bleibt dennoch scharf.

Hierin ist das **erste bionische Prinzip** zu erkennen: Der Nagezahn besteht aus einem wenig verschleißbeständigen, zähen Grundkörper, der nur auf der Freifläche von einer sehr dünnen Schmelzlamelle bedeckt ist. Das Dentin wird dem Verschleiß ausgesetzt. Indem es intensiver abrasiv verschleißt als die Schmelzschicht, steht diese als scharfe Schneidkante an der Zahnspitze hervor. Die Schmelzschicht verrundet, wobei der Schneidkantenradius maximal einen Betrag entsprechend der halben Schmelzdicke annehmen kann. Der Verschleißbetrag wird durch das permanente Wachstum des Zahns kompensiert.

Übertragen auf das technische System bedeutet dies die Vermeidung aller verschleißhemmenden Hartphasen in der Stahlmatrix, sowie die Erhöhung der Zähigkeit. Auf der Freifläche ist eine dünne Hartschicht anzuordnen. Ziel dieser Maßnahmen ist die Verschleißlenkung, wie in Bild 4.1 dargestellt.

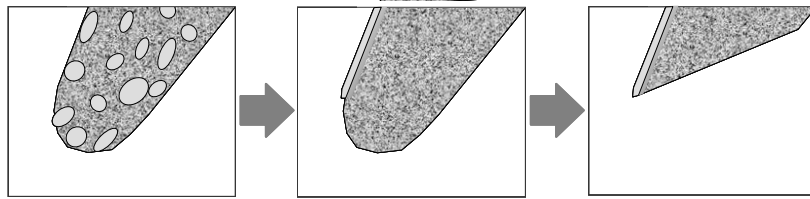


Bild 4.1: Übertragung des natürlichen Prinzips der Verschleißlenkung auf technische Schneidwerkzeuge ausgehend vom Stand der Technik

Das Nachwachsen des Nagezahns kann nicht in die Technik übertragen werden. Auch wären die Verschleißbeträge des Zahns für technische Werkzeuge nicht akzeptabel. Allerdings unterliegt das technische System nicht den werkstofflichen Einschränkungen der Natur. Indem die Hartphasen aus der Stahlmatrix auf die Oberfläche des Messers verlagert werden, entfallen auch die Werkstoffeinschränkungen, die im Zusammenhang mit der Metallurgie bestehen. So können über moderne Beschichtungsverfahren an die jeweilige Belastung angepasste keramische Schichtsysteme auf der Freifläche abgeschieden werden. In diesem Zusammenhang müssen im Vergleich zur biologischen Hartschicht dünnere Schichten vorgesehen werden, da der aus der Schmelzdicke resultierende Schneidkantenradius für technische Systeme zu groß wäre.

In der Architektur der technischen Hartschicht ist das **zweite bionische Prinzip** zu erkennen, welches es ebenfalls zu übertragen gilt. Wie in Bild 4.1 dargestellt bildet die Hartschicht durch den Verschleiß des Messergrundkörpers die Schneidkante an der Messerspitze aus. Hier ist die Hartschicht in der Anschnittphase einer dynamisch-schlagenden, parallel zur Schicht-Substrat-Grenzfläche wirkenden Belastung ausgesetzt. Gleichzeitig wirken Querkkräfte und Momente an der Messerspitze. Hier ist die Hartschicht kaum von Substrat hinterstützt. Aus dieser Belastung resultieren hohe Schubspannungen und Querkkräfte in der Schicht und der Grenzfläche zum Substrat, die zur mechanischen Zerstörung und zur Abplatzung der Schicht an der Schneidkante führen werden. Eine vergleichbare Belastungssituation ist an der Zahnspitze zu vermuten. Der Schmelz erhält seine Zähigkeit ohne Einbuße der Festigkeit durch ein mikroskopisches Mehrlagensystem und durch das Zusammenwirken elastischer Proteinlagen zwischen hart-spröden Kristalliten auf der Nanometerebene. Analogien zeigen sich in der Technik bei Multilayer-Schichtsystemen aus Nanokompositmaterialien. Auch hier werden Rissablenkungen und Energiedissipationen an Phasengrenzen als Ursache für eine erhöhte Zähigkeit der Schichten vermutet. Gelingt eine Verschleißlenkung analog zum Nagezahn, wird der Verschleißbetrag des gesamten Messers allein durch das Verschleißverhalten der Hartschicht bestimmt werden, da der Verschleiß des Messergrundkörpers diesem folgt. Eine mechanisch stabile Hartschicht mit extremer Härte würde die Standzeit des Messers insgesamt signifikant erhöhen – bei permanenter Schärfe der Schneidkante.

In Tabelle 4.1 sind die abgeleiteten Maßnahmen für den Entwurf selbstschärfender Schneidwerkzeuge nach dem Vorbild von Nagezähnen zusammenfassend dargestellt.

Tabelle 4.1: Vom Vorbild Nagezahn abgeleitete Maßnahmen und Zielstellung für die Entwicklung bio-nischer Schneidwerkzeuge

Vorbild Biologie	Maßnahmen Technik	Entwicklungsziel
Nagezahn	Schneidwerkzeug	
Visko-elastischer, wenig verschleißbeständiger Grundkörper, Härte ca. 100 HV	Verwendung kohlenstoffarmer, niedriglegierter Stähle, geringe Härte	Zäher Messergrundkörper, intensiver abrasiver Verschleiß
Einseitige Schmelzschiicht, Dicke ca. 80 µm, Härte ca. 400 HV, Schneidkantenradius ca. 20 µm	Dünne keramische Hartschicht auf der Freifläche, wenige Mikrometer Schichtstärke	Vermeidung von Verschleiß auf der Freifläche, Ausbildung einer keramischen Schneidkante mit kleinen Schneidkantenradien
Hierarchischer Werkstoffaufbau Schmelz: Schmelzprismen bis auf eine Lage ausgedünnt, mikrostrukturiert, Hart-Weich-Verbundwerkstoff auf der Nanometerebene	Randzonenbehandlung und Multilayer-Schichtarchitektur aus Nanokompositwerkstoffen	Vermeidung von Schichtversagen und Delamination durch einen stetigen Härteverlauf und Gewährleistung hoher Zähigkeit bei hoher Härte.
Selbstschärfender Nagezahn, hohe Verschleißraten, Dauerwachstum	Selbstschärfendes Schneidwerkzeug für abrasive Schnittgüter	Dauerhafte Schärfe, geringe Verschleißraten des Gesamtsystems durch abriebfeste Schneidkante.

Wie im Stand der Technik beschrieben, kann die Wirkung der in Tabelle 4.1 beschriebenen Maßnahmen nur an einem tribologischen System erfolgen, welches der industriellen Anwendung annähernd entspricht. Eine industrielle Granulieranlage kann nicht verwendet werden, da sie nicht die Möglichkeiten notwendiger wissenschaftlicher Analysen ermöglicht und die Randbedingungen im Versuchsbetrieb nicht exakt eingehalten, bzw. nicht vollständig aufgenommen werden können. Aus diesen Gründen wurde eine Versuchsanlage mit integrierter Messtechnik aufgebaut, die den definierten Verschleiß von Versuchsmessern ermöglicht.

An den Versuchsmessern sind unterschiedliche Hartphasenanteile und Härten im Grundwerkstoff als Faktoren einzustellen. Des Weiteren gilt es, die Wirkung unterschiedlicher Oberflächenmodifikationen der Freifläche auf die Schneidkantengeometrie bei Verschleiß zu prüfen; unmodifizierte, randzonenbehandelte und Oberflächen mit Duplex-Beschichtung werden untersucht. Die detaillierte Versuchsplanung und die verwendeten Verfahren und Messtechniken werden im folgenden Kapitel ausführlich dargestellt.

5 Experimenteller Teil

Anhand von Experimenten sollen Voraussetzungen und Effekte zur Verschleißlenkung an Schneidwerkzeugen unter abrasiver Belastung untersucht werden. Wie oben beschrieben, ist der auf der Freifläche eingestellte abrasive Verschleißwiderstand im Verhältnis zum Verschleißwiderstand des Messergrundkörpers entscheidend. In diesem Zusammenhang wurden Betrag und Gradient der Härte an der Schneidkante sowie Hartphasenanteile im Werkzeugstahl als wichtige Faktoren bereits erkannt. Auf der Freifläche ist eine Hartschicht anzuordnen, wobei - analog zum Zahnschmelz - eine ausreichende Zähigkeit der Beschichtung gewährleistet werden muss.

Für die experimentellen Arbeiten wurden daher drei Kaltarbeitsstähle von zäh bis karbidreich in jeweils drei verschiedenen Anlassstufen ausgewählt. Als Behandlungskonzepte für die Freiflächen der Messer wurden drei Varianten gewählt: Referenzmesser ohne Behandlung, randzonenbehandelte Messer mit Härtegradient sowie Messer mit Duplex-Beschichtung. Das Schichtdesign der Duplex-Variante ist in Analogie zur hierarchischen Struktur des Zahnschmelzes entworfen worden.

Zur Analyse des Verschleißverhaltens müssen die Versuchsmesser definiert belastet und geometrische Änderungen an der Schneidkante über den Schnittweg erfasst werden. Hierzu wurde eine Granuliertvorrichtung als Versuchsanlage realisiert und mit Messtechnik ausgestattet. Ein abrasiv wirkendes Modellschnittgut wurde entwickelt. Die verwendeten Werkstoffe, Maschinen und Messtechniken werden nachfolgend detailliert beschrieben.

5.1 Versuchsmesser und Beschichtungskonzepte

Als Messergrundwerkstoffe wurden drei Kaltarbeitsstähle in pulvermetallurgischer Qualität eingesetzt. Als Faktoren wurde das Hartphasenvolumen über den Kohlenstoffgehalt und hartphasenbildende Legierungsanteile, sowie die Härte der metallischen Matrix variiert. Die pulvermetallurgische Qualität gewährleistet vergleichbare Hartphasengrößen der drei Versuchsmaterialien. Bezeichnungen und chemische Zusammensetzungen der eingesetzten Stähle sind nachfolgend aufgeführt.

Tabelle 5.1: Verwendete Werkzeugstähle

Kurzname	Handelsname*	Entspricht/ähnelt	Chem. Zusammensetzung [%]			
			C	Cr	Mo	V
PM-X153CrMoV12	1.2379 ^{Plus}	1.2379	1,53	12,00	0,80	0,90
PM-X100CrMoV8-3	CPOH ^{Plus}	-	1,00	8,00	2,50	0,30
PM-X63CrMoV5-1	CP4M ^{Plus}	1.2362	0,60	5,00	+	+

* Hersteller Dörrenberg Edelstahl GmbH, Engelskirchen, Deutschland

Aus den Blechen wurden Messerkörper mit Aufmass geschliffen. An jeder Stahlqualität wurden anschließend über Wärmebehandlung drei unterschiedliche Härten eingestellt: 45 HRC, 52 HRC und 60 HRC. Details der Wärmebehandlung sind Tabelle 5.2 zu entnehmen.

Tabelle 5.2: Wärmebehandlung Versuchsmesser

Kurzname	Zielhärte [HRC]	Anlassstufen/Anlass- temperaturen [°C]
PM-X153CrMoV12	45 HRC	530/530/580/590/600/600
PM-X153CrMoV12	52 HRC	530/530/560/570
PM-X153CrMoV12	60 HRC	520/510/510
PM-X100CrMoV8-3	45 HRC	530/530/600/600/600/600
PM-X100CrMoV8-3	52 HRC	530/530/580/590
PM-X100CrMoV8-3	60 HRC	530/530/550/550
PM-X63CrMoV5-1	45 HRC	530/530/600/600/600/600
PM-X63CrMoV5-1	52 HRC	530/530/580/590
PM-X63CrMoV5-1	60 HRC	530/530/550/550

Anschließend wurden die Endmaße der Messer unter Einsatz eines Schleifzylinders vom Typ »H-Ring, Körnung 4A 46 HZB« (Clauberg Schleifmittelfabrik GmbH, Wuppertal, Deutschland) geschliffen. Die Freifläche der Messer wurde poliert. Dieser Schritt erfolgte mehrstufig. Ein erster Vorschleiff erfolgte mit einer diamantgebundenen Planschleifscheibe »Apollo-S« (Ziesmer Oberflächentechnik, Kempen, Deutschland) mit 54 µm, der anschließende Feinschliff mit 18 µm Korngröße unter Wasserkühlung. Die nachfolgende zweistufige Politur wurde mit Poliertüchern und Diamantsuspension »Magnum grün« (Ziesmer Oberflächentechnik, Kempen, Deutschland) auf Ethanolbasis mit monokristallinen Körnern von 3 und 1 µm ausgeführt.

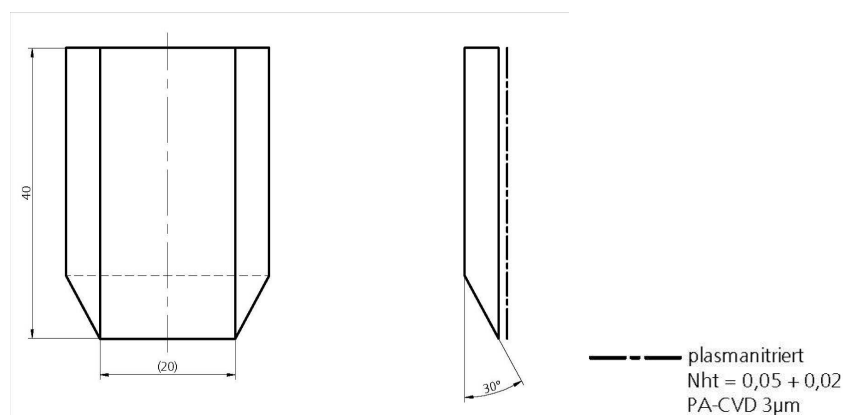


Bild 5.1: Geometrie Versuchsmesser und Lage der Oberflächenbehandlung

Es folgte die Oberflächenbehandlung der Messer. Hierzu wurden die Messer im Duplex-Verfahren zunächst plasmanitriert und anschließend beschichtet. Dies erfolgte in einer PA-CVD-Anlage vom Typ »PC 100/150« (RÜBIG GmbH & Co KG, Wels, Österreich). Nach erfolgter Behandlung bzw. Beschichtung wurde die Spanfläche der Messer mit einer Schleifmaschine vom Typ »T7« (TORMEK AB, Lindesberg, Schweden) mit Schleifsteinkörnung 220 und Wasserkühlung bearbeitet, um die gehärtete Randzone bzw. Hartbeschichtung auf der Spanfläche zu entfernen, so dass sich diese auf die Freiflächenseite des Messers beschränkt.

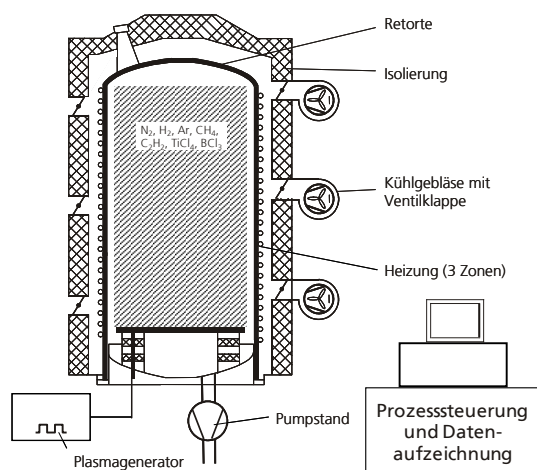
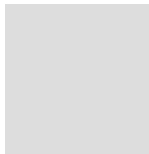

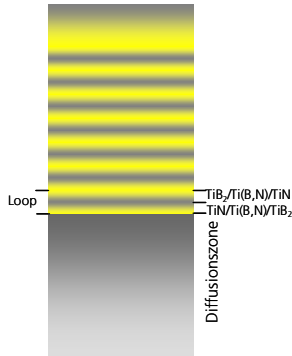


Bild 5.2: Schematischer Anlagenaufbau [Quelle: Fraunhofer IST]

Die Randzonenbehandlung erfolgte durch Plasmanitrierung. Der Behandlungsprozess wurde mit dem Ziel ausgelegt, einen stetigen Härtegradienten vom Kern bis zur maximal erreichbaren Härte und Druckeigenspannungen an der Oberfläche ohne Verbindungsschicht einzubringen. Hierbei wurde eine für alle Werkstoffvarianten einheitliche Nitrierhärte tiefe von 50 μm angestrebt.

Das Konzept der Duplex-Behandlung sah hingegen als Aktivierungsbehandlung zur Haftungssteigerung der Schichten nur eine Vorbehandlung von 1 h in Nitrieratmosphäre vor. Als Hartschicht wurde ein Nanokompositsystem aus dem ternären System Ti-B-N im Multilayerschichtdesign entworfen. Diese können durch Steuerung der Gasflüsse der halogenierten Spendermedien TiCl_4 und BCl_3 sowie dem Reaktivgas N_2 im PA-CVD-Prozess eingestellt werden. Dadurch ist es möglich, über einen weiten Stöchiometriebereich die Zusammensetzung der Schichten und somit auch die mechanischen Eigenschaften der Systeme zu beeinflussen. Mit einer TiN-Schichtzusammensetzung startend, wurden Materialgradienten Ti(N,B) , bis zu einer TiB_2 -Zusammensetzung und reversiv zurück zur TiN-Formulierung (Ti(B,N)) aufgebaut. Dies wurde in sieben Loops wiederholt und erzeugte eine ca. 3,0 μm dicke Mehrlagenschicht. Den Abschluss bildet eine Deckschicht mit ca. 1,2 μm Schichtdicke als Gradientenschicht (TiN zu TiB_2).

Tabelle 5.3: Behandlungs- und Beschichtungskonzepte, Prozessparameter

	ohne	PN	Duplex	
Substrate (Matrixhärten)	PM-X153CrMoV12 (45, 52, 60 HRC) PM-X100CrMoV8-3 (45, 52, 60 HRC) PM-X63CrMoV5-1 (45, 52, 60 HRC)			
Konzept (schematisch)		 Diffusionszone		
Vorbehandlung	-	Sputtern	Sputtern	
Dauer	-	12 h	1 h Rampe	7 Loops Ti(N,B)/Ti(B,N) à 2 x 30 min + Gradient Ti(N,B), 3 h
Temperatur	-	430 °C	450 .. 480 °C	520 .. 540 °C
Precursorgas	-	N ₂ :H ₂ = 5 %:95 %	N ₂ :H ₂ = 10 %:90 %	TiCl ₄ : 4 .. 5 sl BCl ₃ : 0 .. 15 sl H ₂ : 150 .. 200 sl N ₂ : 0 .. 10 sl
Plasmaspannung	-	450 V	430 .. 500 V	530 .. 580 V

In Analogie zum biologischen Vorbild Schmelz sollte so eine hierarchisch strukturierte Hartstoffschicht erprobt werden. Der Werkstoff TiN mit einer vergleichsweise geringen Härte (2.400 bis 2.800 HV) und hohen Zähigkeit wurde mit hart sprödem TiB₂ (4.500 bis 5.000 HV) kombiniert – sowohl mikroskopisch in Form gradierter Lagen als auch im Nanometermaßstab als Komposition aus amorpher Matrix mit nanokristalliner Phasenmischung von TiB₂ und TiN. Die Prozessparameter der verschiedenen Varianten sind in Tabelle 5.3 aufgeführt.

5.2 Modellschnittgut

Als Modellschnittgut wurde ein thermoplastisches Elastomer auf Olefinbasis (TPO) vom Typ »Softell CA02A« (LyondellBasell Industries Holdings B.V., Rotterdam, Niederlande) verwendet, welches mit 30 Gew.-% eines Titandioxidpigments (TiO₂) vom Typ »Kronos 2220« (KRONOS INTERNATIONAL, INC., Leverkusen, Deutschland) versetzt wurde. Das TPO wird aus einer Polypropylen-Matrix und Ethylen-Propylen-Kautschuk als elastomere Komponente gebildet. Die zäh-elastischen Eigenschaften des Polymers sollen Sprödbüche bei hohen Schnittgeschwindigkeiten während der

Versuche ausschließen. Das verwendete TiO₂-Pigment ist eine Rutil-Type mit tetragonaler Kristallmodifikation. Die Oberfläche des TiO₂ ist mit Aluminium und Silizium modifiziert. Physikalisch-chemische Daten des TiO₂-Pigments sind in Tabelle 5.4 aufgeführt.

Tabelle 5.4: Physikalisch-chemische Kennwerte TiO₂-Pigment »Kronos 2220« [Herstellerangaben und eigene Messungen]

Kennzahl	Wert	Kornverteilung
Normbezeichnung	R2	
Kristallmodifikation	Rutil	
Oberflächenbehandlung	Al, Si	
Dichte	4,0 g/cm ³	
Mohs'sche Härte	6,0 – 7,0	
Kornverteilung:		
d(0.5)	0,32 – 0,40 µm	
d(0.9)	0,54 – 0,86 µm	

Die mechanischen Kennwerte des TPO-TiO₂-Compounds sind in Tabelle 5.5 aufgeführt.

Tabelle 5.5: Mechanische und thermische Eigenschaften TPO-TiO₂-Modellschnittgut

Kennzahl	Norm	Einheit	Wert
Zugfestigkeit	DIN EN ISO 527-2/5	MPa	5,8
Dehnung bei Zugfestigkeit	DIN EN ISO 527-2/5	%	962,0
E-Modul	DIN EN ISO 527-2/5	MPa	52,7
Härte Shore-D	DIN 53505	-	23,3
Schmelzpunkt	DSC	°C	141,0

Auf Basis dieses Compounds wurde ein Rechteckvollprofil mit den Maßen 12,0 x 8,0 mm (B x H) extrudiert (»MPC 37 mm, 36 D«, KraussMaffei Berstorff GmbH, Hannover, Deutschland). Enge geometrische Toleranzen des Vollprofils wurden erreicht, indem neben einer besonders exakten Dosierung und Extruderparametrierung, die Heizzonekennlinien optimiert und MPC-Scherelemente mit niedriger Scherwirkung eingesetzt wurden. Toleranzen von $\pm 0,2$ mm in der Breite und $\pm 0,1$ mm in der Höhe des Profils wurden gemessen. Über Veraschungsversuche wurde die tatsächliche TiO₂-Konzentration im extrudierten Strang überprüft. Sie lag bei 28,96 Gew.-% (Mittelwert aus 12 Messungen).

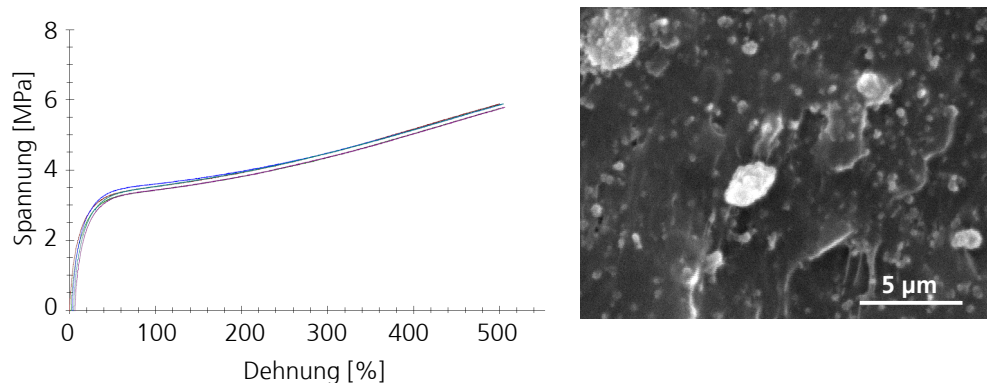


Bild 5.3: Spannungs-Dehnungs-Kurve und Mikroskopaufnahme Bruchfläche Modellschnittgut

Ca. 5.000 m polymeres Strangmaterial war während der Versuche im Umlauf. Die im Rahmen der Schneidversuche erzeugten Granulate wurden wiederholt zu neuem Strangmaterial verarbeitet. Die erneute Scherbeanspruchung und thermische Belastung des Polymers führte unvermeidbar zu einem Abbau des Molekulargewichts und damit zu Verlusten an mechanischen Eigenschaften. Aus diesem Grund wurde die Entwicklung der Bruchspannung und Bruchdehnung anhand eines Zugversuchs nach ISO 37 überprüft (Probekörper Typ 2 aus gepressten Platten gestanzt, Prüfungsgeschwindigkeit 200 mm/min).

Bild 5.4 zeigt die Ergebnisse der verschiedenen Schnittgut-Produktionskampagnen. Bei der zweiten Regranulierung des gefüllten Polypropylens war eine leichte Versprödung messbar. Die Ergebnisse der dritten Regranulierung zeigen hingegen eine erhöhte Zähigkeit des Schnittguts. Gründe für diese Schwankungen konnten nicht identifiziert werden. Die Dispergierqualität des TiO_2 könnte sich durch die wiederholte Bearbeitung verbessert und damit die Minderung der mechanischen Eigenschaften durch Polymerkettenabbau kompensiert haben.

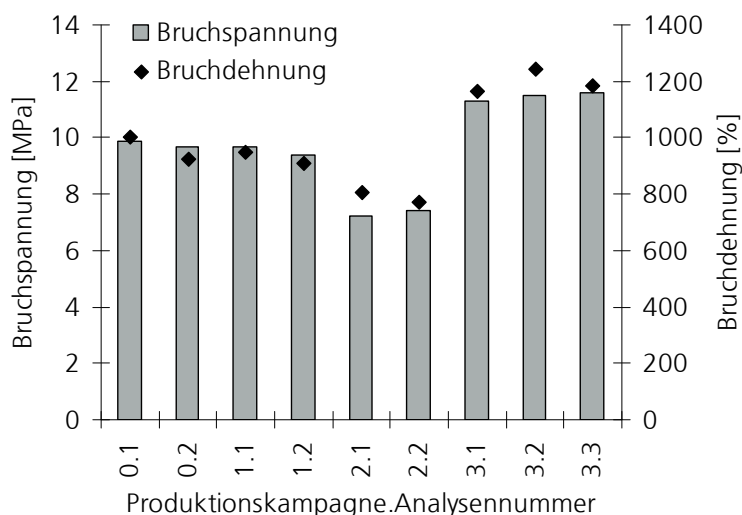


Bild 5.4: Entwicklung mechanischer Kennwerte des Modellschnittguts (nach ISO 37): 0.X = Neuware, 1.X = erste Regranulierung, 2.X = zweite Regranulierung, 3.X = dritte Regranulierung

5.3 Versuchsgranulieranlage und Messtechnik

Eine Skizze der verwendeten Versuchsanlage ist in Bild 5.5 dargestellt. Eine Konstruktionszeichnung der vollständigen Anlage ist im Anhang aufgeführt. Die Welle des Granulators ist mit verschiedenen Rotorscheiben bestückt, deren Geometrie jeweils unterschiedliche Freiwinkel am Gegenmesser bzw. Schnittgut bieten. 10°, 20°, 30° und 50° Freiwinkel sind auf diese Weise einstellbar. Die Rotordurchmesser betragen einheitlich 300 mm von der Achsmittle zur Schneidkante des montierten Messers. Maximal können sechs Versuchsmesser auf einer Rotorscheibe montiert werden. Die Welle rotiert in spielfreien Y-Stehlagereinheiten. Der Antrieb erfolgt über einen 11 kW Drehstrommotor in Kombination mit einem angeflanschten Stirnradgetriebe. Die Schnittgeschwindigkeit kann stufenlos von 0,01 bis 8,00 m/s geregelt werden.

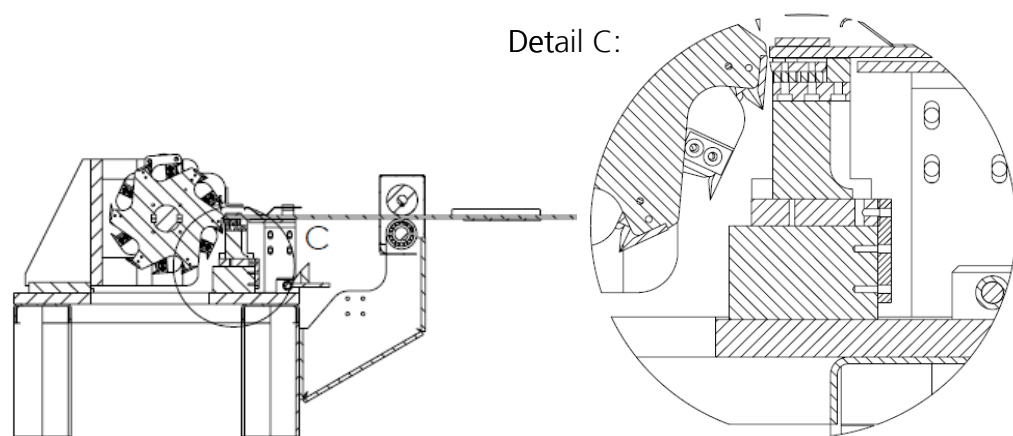


Bild 5.5: Granulieranlage und Rotorkonstruktion

Die Zuführung des zu schneidenden Kunststoffstrangs erfolgt über ein Reibrad. Die Zuführungsgeschwindigkeit des Stranges ist steuerungstechnisch mit der Schnittgeschwindigkeit gekoppelt. Spanbreiten von 2,00 bis 4,00 mm sind stufenlos einstellbar. Unmittelbar vor der Schneidkante des Gegenmessers dient eine passgenaue Führung (Werkstoff PTFE) als Niederhalter und verhindert zudem seitliche Strangbewegungen. Das Gegenmesser ist als Biegebalken ausgeführt, welches auf zwei Piezokraftsensoren gelagert ist. Der vordere druckbelastete Sensor vom Typ »M201B04« (PCB Piezotronics Inc., New York, USA) erlaubt eine maximale Kraftaufnahme von 4.450 N, der hintere zugbeanspruchte Sensor vom Typ »M201B02« (PCB Piezotronics Inc., New York, USA) eine von 445 N. Eine Abtastrate von 60 kHz wurde eingestellt. Die Verstärkung der Messsignale erfolgt durch einen Messverstärker vom Typ »482A22« (PCB Piezotronics Inc., New York, USA). Die Daten - Zeitsignal, Triggersignal, Kraftsignale und Drehzahl - werden durch ein Industriemesssystem »MessRACK« und die Software »MessMAX« (Burat & Klein Datentechnik GmbH, Meckenbeuren, Deutschland) erfasst und ausgewertet. Ein induktiver Geber an der Rotorscheibe produziert ein 10 V-Triggersignal, welches die Lage des ersten

Messers auf der Rotorscheibe kennzeichnet. Auf diese Weise kann jedes Kraftsignal einem der montierten Messer zugeordnet werden. Ein freier Kanal wird als Berechnungskanal benutzt, der letztendlich die resultierende vertikale Schnittkraft ausgibt.

An der Rückwand der Granulieranlage wurde ein taktiles Profilmessgerät vom Typ »Contracer CV-1000« (Mitutoyo GmbH, Neuss, Deutschland) installiert, dessen Messarm in den Rotorraum ragt, und so die Vermessung der Schneidkantenkontur ohne Demontage der Versuchsmesser ermöglicht. Für alle Messungen wurde eine Hartmetall-Messnadel vom Typ »SPH-71« mit einem Spitzenwinkel von 12° und einem Spitzenradius von $25\text{ }\mu\text{m}$ verwendet. Der Hersteller gibt eine Messauflösung von $0,2\text{ }\mu\text{m}$ für die x-Achse und $0,4\text{ }\mu\text{m}$ für die z-Achse an.

5.4 Ablauf Schneidversuche

Ein Versuch erfolgte jeweils gleichzeitig mit drei Messern, die auf der Granulatorscheibe mit einem Schneidspalt von $50\text{ }\mu\text{m}$ zum Statormesser montiert wurden. Die Versuche wurden mit der maximal möglichen Schnittgeschwindigkeit von 8 m/s durchgeführt. Die Spandicke betrug $2,0\text{ mm}$. Die erste Messung zur Schnittkraft- und Schneidkantenkonturmessung erfolgte bereits nach 50 Schnitten. Im Weiteren wurde die Schnittanzahl der folgenden Messintervalle jeweils verdoppelt (100, 200, 400, 800, 1.600 etc.), um zu Beginn der Versuche eine hohe Messauflösung zu gewährleisten und den Einlaufprozess an der Schneidkante erfassen zu können. Die Schnittkraftmessung erfolgte am Ende des jeweiligen Intervalls. Die Messdauer betrug eine Sekunde. In dieser Zeit wurden 60.000 Kraftmesswerte je Kanal aufgezeichnet. Die Maschine wurde anschließend abgestellt. Es folgte die taktile Schneidkantenvermessung. Dazu wurde das jeweilige Messer in eine zuvor festgelegte und stets identische Messposition gebracht, um Messungenauigkeiten infolge der asymmetrischen Tastspitzengeometrie auszuschließen. Die Schneidkante, Frei- und Spanfläche wurden vor der Messung mit Ethanol von anhaftendem Polymer (adhäsiver Belag und feine Stäube) gereinigt. Der Verfahrensweg der Tastspitze während der Messung betrug $2,0\text{ mm}$, die Tastspitzengeschwindigkeit $0,2\text{ mm/s}$. Bild 5.6 zeigt die Position des Messers während der Messung und beispielhaft eine gemessene Kontur.



Bild 5.6: Taktile Schneidkantenkonturmessung und Ergebnisbeispiel

5.5 Versuchsauswertung

5.5.1 Charakterisierung der Versuchsmesser

Die Nitrierhärteiefenmessung erfolgte in Anlehnung an DIN 50190-3. Die Messer wurden unter ausreichender Kühlung getrennt, in Polymer eingebettet und die Trennfläche durch Planschleifen und Politur präpariert, um einen randscharfen Schliff zu erhalten. Für die Härtemessung wurde ein Mikrohärteprüfgerät des Typs »Tesa« (Leitz, Wetzlar, Deutschland) verwendet. Die Kernhärte wurde in dreifacher Entfernung der anzunehmenden Nitriertiefe über die plastische Vickershärte [$HV_{0,1}$] gemessen. Die Prüflast betrug dementsprechend 100 g. Die Grenzhärte liegt definitionsgemäß 50 HV über der Kernhärte des Werkstücks. Der Abstand dieses die Grenzhärte kennzeichnenden Messpunktes von der Oberfläche beschreibt die Nitrierhärteiefe. Zudem wurde das Profil des Härteverlaufs (Gradient) erfasst.

Die Ermittlung der Schichtdicke und Darstellung des Schichtaufbaus erfolgte mittels Kalottenschliff, Messgerät Typ »kaloMax NT« (BAQ GmbH, Braunschweig, Deutschland). Die Oberflächenhärtemessung an den Schichtsystemen erfolgte gemäß DIN EN ISO 14577 mittels Mikrohärteprüfung, Gerät »Fischerscope H100« (HELMUT FISCHER GMBH, Sindelfingen, Deutschland). Bei der Härtebestimmung ist der Einfluss der Schichtdicke zu beachten. Um den Einfluss des Substrats auf das Messergebnis auszuschließen, wurde die Eindringtiefe des Indenters von 1/10 bis 1/7 der Schichtdicke nicht überschritten (Bückle-Regel [Bückle-1965]).

5.5.2 Aufbereitung der Kraftmesssignale

Die Rohdaten in Form von Kraftmess- und Triggersignalen wurden vom Messsystem erfasst. In Bild 5.7 ist eine Messung beispielhaft visualisiert.

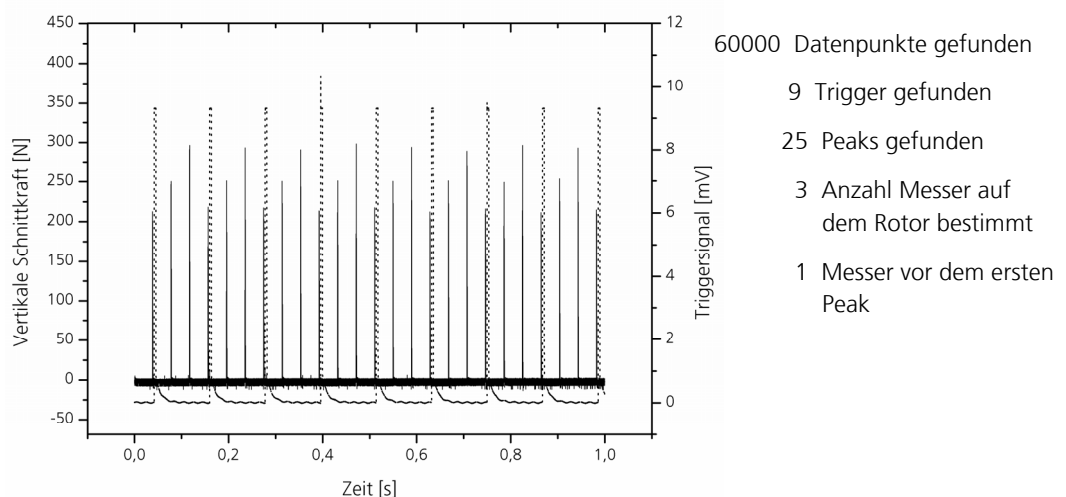


Bild 5.7: Erfasste Daten aus Kraftmessung und Analyse (Beispiel)

Über die Messdauer von einer Sekunde wurden 60.000 Datenpunkte aufgezeichnet. Zu erkennen sind die 10-V-Triggersignale (gepunktete Linie) und die Schnittkraftkurven der drei im Versuch auf der Rotorscheibe montierten Messer. Eine Software er-

kennt die Triggersignale und schneidet die Schnittkraftkurven vor dem ersten (im Beispiel) und hinter dem letzten Triggerignal ab, da diese unvollständig erfasst sein können. Im Beispiel betrifft dies eine Schnittkraftkurve des dritten Messers vor dem ersten Triggersignal. Anschließend berechnet die Auswertesoftware die Mittelwerte und Standardabweichungen für jeden Messpunkt jedes der drei Messer. Die Entwicklung der Schnittkraftverläufe kann dann durch Überlagerung der Mittelwerte der über den gesamten Schnittversuch erfassten Messungen individuell für jedes Messer erfolgen. Die theoretische Schnittzeit durch den 8 mm starken Strang bei 8 m/s Schnittgeschwindigkeit beträgt eine Millisekunde. Die Messauflösung von 60 kHz bildet somit eine Schnittkraftkurve aus 60 Einzelmessungen innerhalb dieser Schnittzeit ab.

5.5.3 Berechnung des Verschleißvolumens

Das Verschleißvolumen wurde aus der Überlagerung der taktil über den gesamten Schnittweg (Schnittanzahl x Strangdicke) gemessenen Schneidkantenkonturen ermittelt. Hierzu wurde ein so genanntes Teileprogramm in der Auswertesoftware des Messgeräts programmiert. Mit Hilfe der Software konnten die Konturen der verschiedenen Verschleißzustände exakt gegeneinander ausgerichtet werden. Die Konturfläche von jedem Verschleißzustand wurde berechnet. Die Differenz zwischen Ausgangskontur und der jeweiligen verschlissenen Kontur bildet den Verschleißabtrag. Das Ergebnis wurde als Verschleißvolumen, bezogen auf einen Millimeter Schneidkante in der Einheit $[\text{mm}^3/\text{mm}_{\text{Schneidkante}}]$ dargestellt.

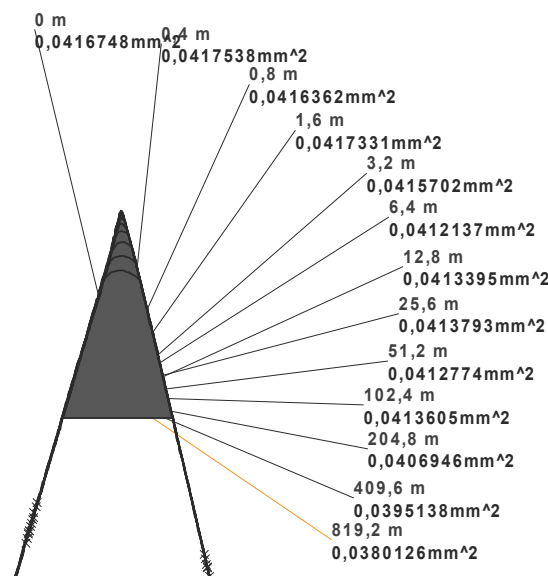


Bild 5.8: Prinzip der Verschleißberechnung aus taktil vermessenen Schneidkantenkonturen

Die Kalibrierung dieses Verfahrens durch Gewichtsmessung war nicht möglich. In den Versuchen wurden maximale Verschleißbeträge von ca. $4,3 \cdot 10^{-3} \text{ m}^3/\text{mm}_{\text{Schneidkante}}$ erfasst, was einem Gesamtverschleißbetrag der Schneidkante von 0,40 mg entspricht (spezifische Dichte PM-X153CrMoV12 =

7,697 g/cm³). Dieser geringe Verschleißabtrag hätte von einer Laborwaage nicht ausreichend aufgelöst werden können (Gewicht Messer = 32 g).

6 Ergebnisse und Diskussion

In diesem Kapitel werden die Ergebnisse der Schneid- und Verschleißversuche dargestellt und analysiert. Eingangs werden die Referenzmesser betrachtet, um anhand dieser Ergebnisse die grundlegenden tribologischen Phänomene des Schneidens zu beschreiben und den Einfluss der Werkstoffe und Werkstoffhärten auf das Verschleißverhalten zu quantifizieren. Hierzu wird eine Routine zur Auswertung der großen Datenmengen entwickelt. Es gilt wichtige Kennzahlen und charakteristische Merkmale zu identifizieren. Für die nachfolgende Analyse der Schneidversuche mit modifizierten Werkstoffen soll durch die Gegenüberstellung dieser ausgewerteten Daten der Einfluss der Modifizierungen auf das Verschleißverhalten der Schneidkante analysiert werden.

6.1 Analyse des tribologischen Systems

Vor Beginn der Schneidversuche, wurden die gefertigten Schneidkanten mikroskopisch untersucht. Bild 6.1 zeigt Aufsichten auf die Schneidkanten. Dargestellt sind die Versuchsmesser des Werkstoffs X153CrMoV12 (hoher Hartphasenanteil) mit unterschiedlichen Härten.

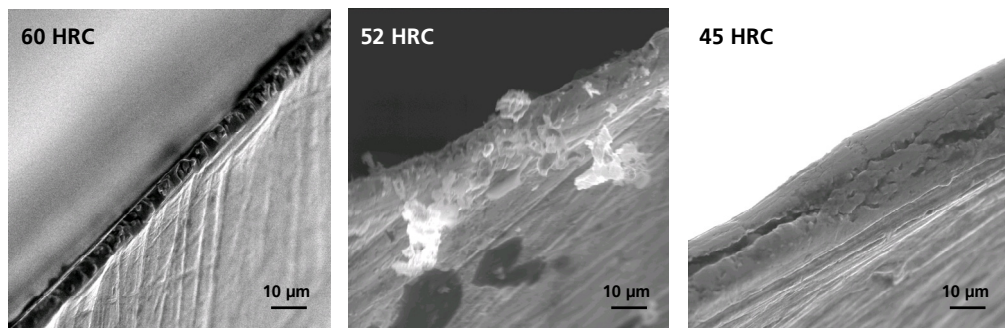


Bild 6.1: Zustand der Schneidkanten vor Versuchsbeginn der unterschiedlich gehärteten Messer, Werkstoff X153CrMoV12

Es ist zu erkennen, dass sich der Werkstoff an der Schneidkante des Messers mit 60 HRC Härte seiner Einzelstruktur-Dimension annähert. An der Spitze des Messers stehen einzelne feinkörnige Hartphasen aus der Stahlmatrix heraus, die eine mikroskopische Schartigkeit erzeugen. Bei Reduktion der Härte verschlechtert sich die Schleifbarkeit des Werkstoffs. Es kommt zur Gratbildung. Der Grat ist trotz nachfolgendem Abziehen der Schneide nicht zu entfernen. So zeigen die Schneidkanten mit 52 und 45 HRC zunehmende Gratbildung und damit bereits im Ausgangszustand eine Verrundung. Es ist aber zu erwarten, dass diese Schneidkantenkontur instabil ist und sich ihre Gestalt bereits mit den ersten Schnitten verändert.

Bild 6.2 zeigt den Schnittkraftverlauf und die Schneidkantenkontur des Messers X153CrMoV12 mit einer Härte von 60 HRC. Schnittkraftverlauf und Kontur zeigen den Zustand zu Beginn der Schneidversuche (0,4 m Gesamtschnittweg entspricht 50 Schnitte).

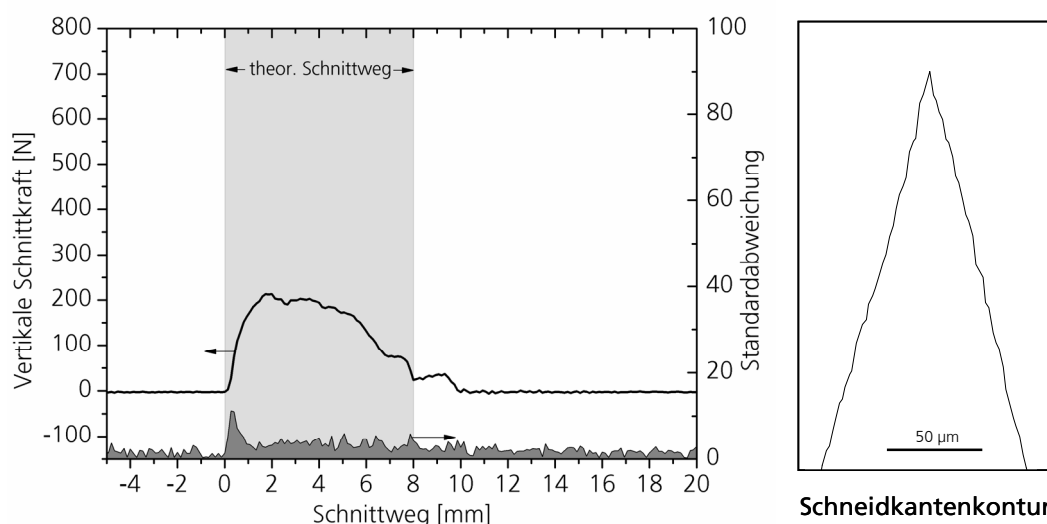


Bild 6.2: Schnittkraftverlauf und Schneidkantenkontur Messer »PM-X153CrMoV12-60 HRC« bei 0,4 m Gesamtschnittweg (Schnittgeschw. 8 m/s, Spanwinkel 30°, Freiwinkel 20°)

Die Schnittkraft steigt bis ca. 2 mm Schnittweg auf über 200 N an und fällt anschließend bis 8 mm Schnittweg stetig auf ca. 50 N ab. In dieser Position passiert das Messer das Gegenmesser. Die Strangdicke von 8 mm ist in der Grafik mit dem theoretischen Schnittweg markiert. Die korrespondierende Schnittzeit beträgt eine Millisekunde. Ab 8 mm Schnittweg steigt die Schnittkraft wiederholt leicht an. Der Schnitt endet bei ca. 10 mm Schnittweg. Auf der zweiten y-Achse ist die Standardabweichung der in einer Sekunde aufgezeichneten Schnittkräfte orts aufgelöst dargestellt. Die höchste Standardabweichung tritt im zweiten und dritten Messpunkt der ansteigenden Kraftkurve auf ($\bar{227} \pm 11$ N bei 8 erfassten Messern). Der Mittelwert der Maximalschnittkraft zeigt mit $\bar{213} \pm 3$ N einen geringen mittleren Fehler. Ein vollständig anderes Bild ergibt der Schnittkraftverlauf des identischen Messers im verschlissenen Zustand. Bild 6.3 zeigt die Messdaten nach 819 geschnittenen Metern. Die Schnittkante zeigt einen Schneidkantenradius von 44 µm.

Analog zur neuwertigen Schneidkante steigt die Schnittkraft in der Anschnittphase mit identischer Steigung an. Diese Phase ist jedoch deutlich länger ausgebildet, so dass eine maximale Schnittkraft von ca. 680 N erst nach 4,6 mm Schnittweg erreicht wird. Nach Überschreiten des Schnittkraftmaximums fällt die Kurve bis 8 mm Schnittweg steil ab.

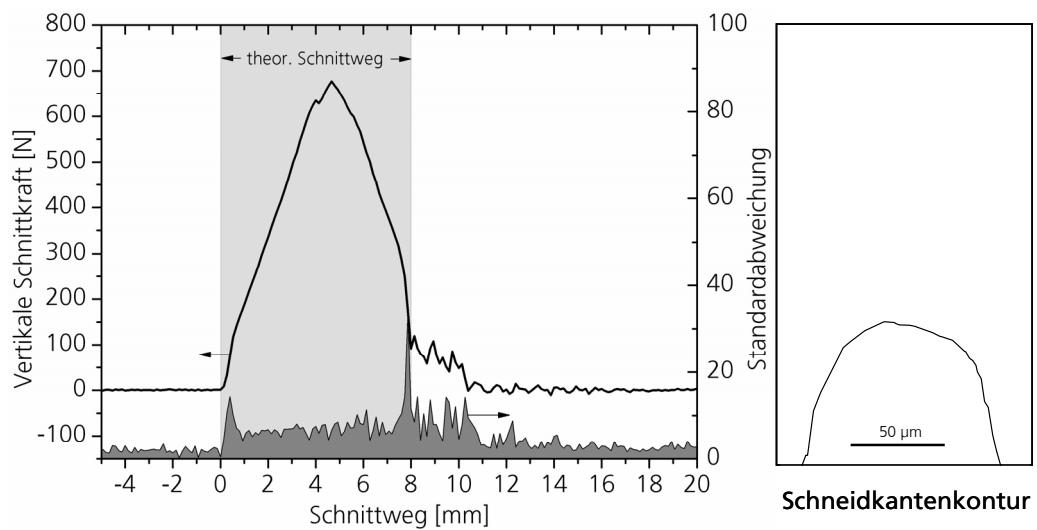


Bild 6.3: Schnittkraftverlauf und Schneidkantenkontur Messer »PM-X153CrMoV12-60 HRC« bei 819 m Gesamtschnittweg (Schnittgeschw. 8 m/s, Spanwinkel 30°, Freiwinkel 20°), Schneidkantenradius 44 µm

Während sich der Betrag der Standardabweichung zu Beginn des Schnitts kaum geändert hat, tritt nun die maximale Standardabweichung unmittelbar vor dem Passieren des Gegenmessers auf ($\pm 174 \pm 34$ N). Der Gesamtschnittweg hat sich nicht erkennbar verlängert und endet wieder nach ca. 10 mm. Die Entwicklung der Schnittkraft und der Schneidkantenkontur vom geschärften bis zum verschlissenen Zustand des Messers zeigt Bild 6.4.

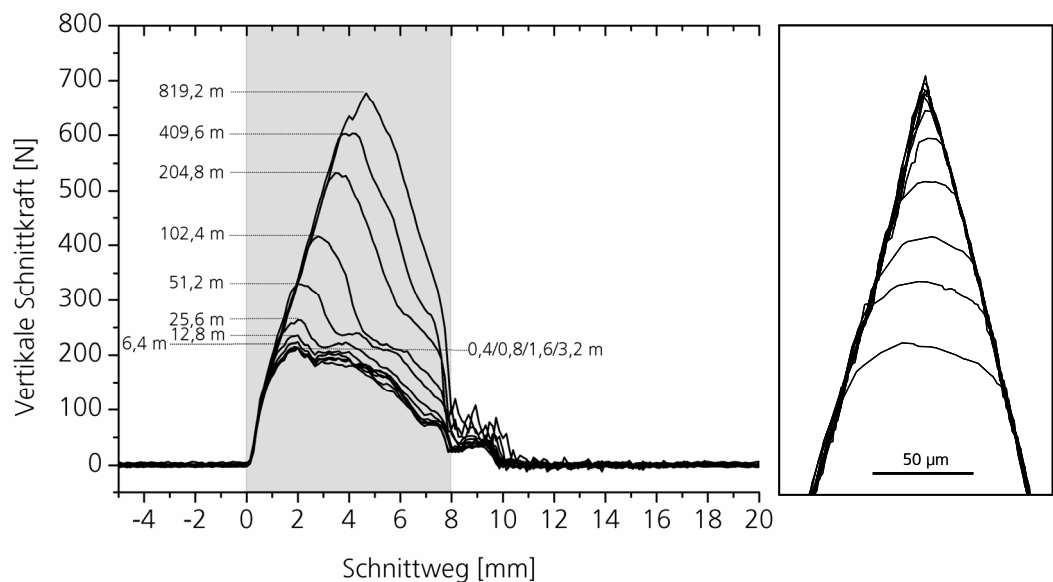


Bild 6.4: Entwicklung des Schnittkraftverlaufs und Schneidkantenkontur Messer »PM-X153CrMoV12-60 HRC« bis 819 m Gesamtschnittweg (Schnittgeschw. 8 m/s, Spanwinkel 30°, Freiwinkel 20°)

Wie oben beschrieben verdoppelte sich die Schnittanzahl mit jedem Messintervall, so dass zu Beginn des Versuches eine höhere Auflösung erreicht wurde. Es ist zu erkennen, dass bereits bei einer Belastung durch 6,4 m Gesamtschnittweg, was einer

Schnittanzahl von 800 Schnitten entspricht, ein erkennbarer Anstieg der maximalen Schnittkraft erfolgt. Die Position der Maximalschnittkraft verlagert sich im weiteren Verlauf des Versuchs in der Grafik nach rechts. Die Steigung der Schnittkraftkurve ändert sich nicht. Mit zunehmendem Verschleiß der Messer und dem Anstieg der maximalen Schnittkraft kommt es zum schlagartigen Abfall der Schnittkraft nach Überschreiten des Schnittkraftmaximums. Diese Phase des steilen Kraftabfalls ist anfänglich kurz (vergl. 51,2 m Gesamtschnittweg), so dass sich ein moderater Kraftabfall bis zum Ende der Schnittphase anschließt. Mit zunehmendem Verschleiß der Messer verlängert sich diese Phase bis zur Position in der das Messer das Gegenmesser passiert.

Die Entwicklung des Schnittkraftverlaufs lässt sich durch Beobachtung der Schnittphasen während der Schneidversuche gut nachvollziehen. In Bild 6.5 und Bild 6.6 sind die drei Schnittphasen – Anschnitt, Schnitt und Abschnitt – eines scharfen und eines verrundeten Messers gegenübergestellt.

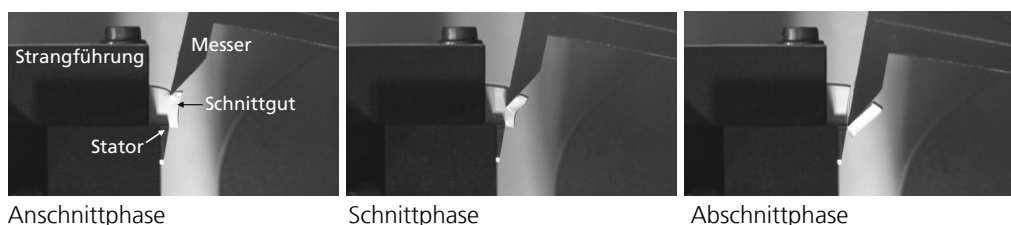


Bild 6.5: Schnittphasen aufgenommen an einem Messer mit Schneidkante ohne messbaren Schneidkantenradius (12,8 m Gesamtschnittweg, Schnittgeschw. 8 m/s)

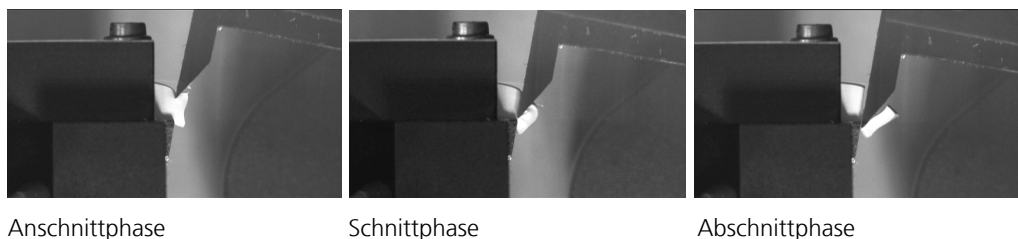


Bild 6.6: Schnittphasen aufgenommen an einem Messer mit verschlissener Schneidkante, Kantenradius 41 μm (204,8 m Gesamtschnittweg, Schnittgeschw. 8 m/s)

Von entscheidender Bedeutung für die Charakteristik der Schnittkraftkurve ist die Anschnittphase. Hierbei wird der Strang deformiert, während die Keilwirkung der Schneidkante eine Spannungskonzentration im Schnittgut provoziert. Wird ein kritischer Spannungszustand im Polymer überschritten, kommt es zum Anschnitt. In diesem Moment wird das Schnittkraftmaximum erreicht. Der Vergleich der Bilder 6.5 und 6.6 dieser ersten Phase (dargestellt ist der Moment unmittelbar vor dem Anschneiden des Strangs) zeigt die stärkere Deformation bis zum Anschnitt mit zunehmender Verrundung der Schneidkante. Nach dem Anschnitt relaxiert das stark deformierte Polymer, es kommt zum schlagartigen Abfall der Schnittkraft. Ist das Messer scharf und die Deformation gering, wird unmittelbar anschließend das Material weiter geschnitten, wie in der Schnittphase in Bild 6.5 zu erkennen ist. Im Vergleich dazu, ist in Bild 6.6 der Span in dieser Phase immer noch nicht vollständig relaxiert. Der Anstieg der Schnittkraft in der Abschnittphase beim Passieren des Ge-

genmessers ist durch einen ineffizienten Abschnitt des Spans zu beschreiben. Ein Teil des Spans wird bei einer verrundeten Schneidkante in den Schneidspalt gequetscht und nachdem die Schneidkante den Stator passiert hat durch Zugspannungen bis zum Abriss belastet.

Die nachfolgenden Grafiken zeigen die Entwicklungen der Schnittkraftkurven der Messer mit identischen Hartphasenanteilen jedoch geringeren Matrixhärten von 52 und 45 HRC (vergl. Bild 6.7 und 6.8). Die Charakteristik der Schnittkraftkurven zu Beginn des jeweiligen Versuchs deutet darauf hin, dass die Schneidkantenkonturen der Messer bereits im Ausgangszustand nicht optimal scharf ausgebildet waren, was aus der Neigung zur Gratbildung resultiert. Trotz dieser vom härteren Versuchsmesser abweichenden Schneidkantenkontur, werden bei Versuchsende vergleichbare Konturen erreicht. Auch wurden bei Erreichen des Gesamtschnittwegs nahezu identische Schnittkraftmaxima an identischen Positionen des Schnittwegs gemessen. Jedoch zeigt sich beim Vergleich der Schneidkantenradien eine Tendenz: Während bei einer Matrixhärte von 60 HRC ein Radius von 44 μm erreicht wurde, verringerte sich dieser auf 42 μm (52 HRC) und 39 μm (45 HRC). Aufgrund der hohen Oberflächenhärte des abrasiven Partikels befand sich das System TiO_2 /Stahlmatrix in allen Härtestufen in Verschleißhochlage. Die Messwerte deuten aber darauf hin, dass bei den weicheren Materialien verstärkt Mikrofurchung anstelle von Mikrospanen auftrat, wodurch sich die Verschleißbeträge im geringen Umfang verringerten.

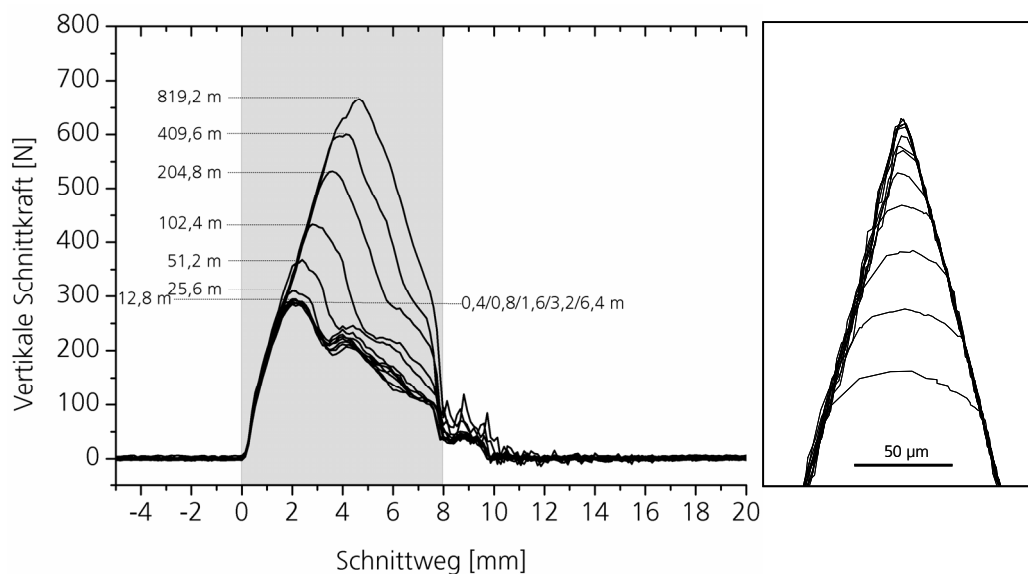


Bild 6.7: Entwicklung des Schnittkraftverlaufs und Schneidkantenkontur Messer »PM-X153CrMoV12-52 HRC« bis 819 m Gesamtschnittweg (Schnittgeschw. 8 m/s, Spanwinkel 30°, Freiwinkel 20°)

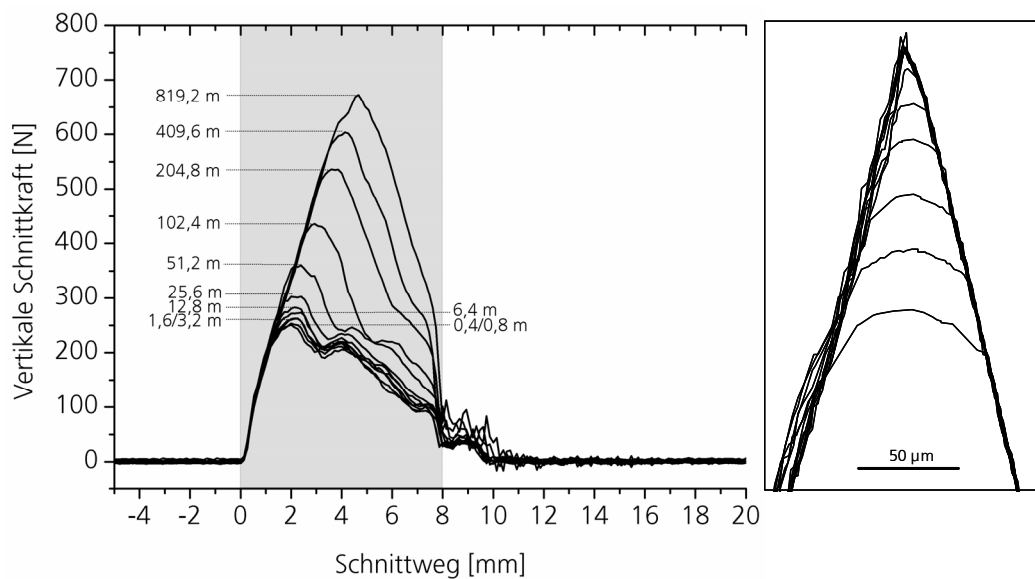


Bild 6.8: Entwicklung des Schnittkraftverlaufs und Schneidkantenkontur Messer »PM-X153CrMoV12-45 HRC« bis 819 m Gesamtschnittweg (Schnittgeschw. 8 m/s, Spanwinkel 30°, Freiwinkel 20°)

Anhand der Auswertung der Schneidarbeit in Bild 6.9 sind die geringen Unterschiede im Verschleißverhalten der drei Versuchsmesser kaum zu erkennen.

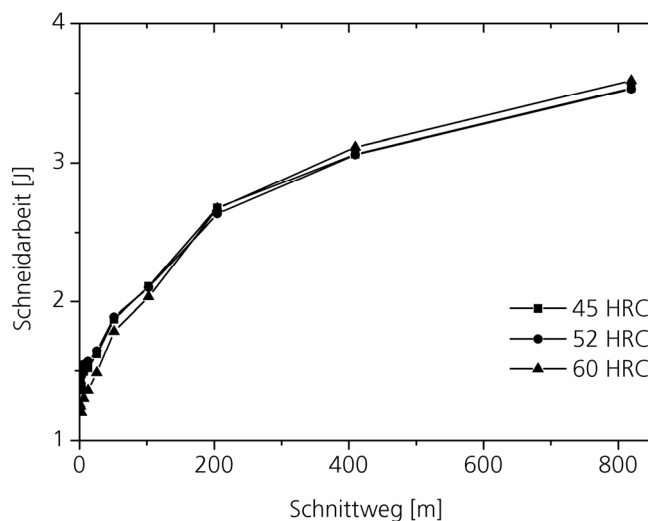


Bild 6.9: Entwicklung der Schneidarbeit in Abhängigkeit von der Härte, Messerwerkstoff PM-X153CrMoV12 aufgetragen über den Gesamtschnittweg (Schnittgeschw. 8 m/s, Spanwinkel 30°, Freiwinkel 20°)

Die Schneidarbeit entwickelte sich trotz unterschiedlicher Startwerte aufgrund von Unterschieden der Schneidkantengeometrien zu Beginn der Versuche vergleichbar. Das mit 60 HRC gehärtete Messer verursachte zu Versuchsende eine leicht erhöhte Schneidarbeit. Eine detaillierte Analyse der Schneidkantenkonturen in der Anfangsphase der jeweiligen Schneidversuche zeigte ein charakteristisches Einlaufverhalten der Schneidkante. Dieses ist in Bild 6.10 für Messer »PM-X153CrMoV12-60HRC« exemplarisch dargestellt.

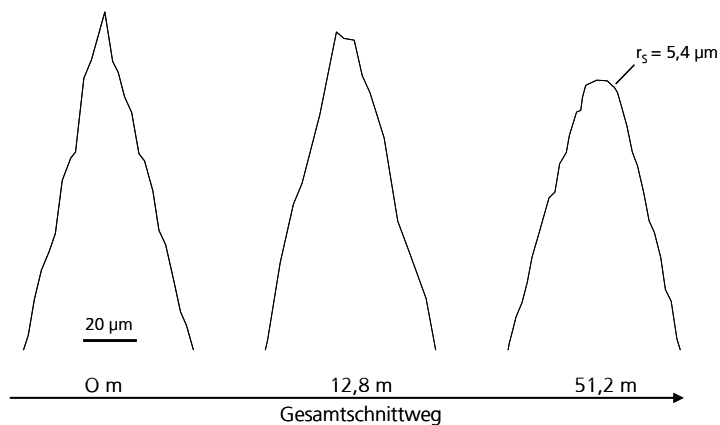


Bild 6.10: Charakteristische Entwicklung der Schneidkantenkontur bei Belastung am Beispiel Messer »PM-X153CrMoV12-60 HRC« (Schnittgeschw. 8 m/s, Spanwinkel 30°, Freiwinkel 20°)

Die anfänglich scharfe Schneidkante scheint bereits nach wenigen Schnitten (12,8 m Gesamtschnittweg entspricht 1.600 Schnitten) mechanisch zu versagen und scharfkantig abzubrechen. Die Verrundung der entstandenen Kanten setzt anschließend ein. Ab einem Gesamtschnittweg von 51,2 m ist erstmals ein Schneidkantenradius messbar, im Beispiel von 5,4 µm. Aus diesen Beobachtungen und den Schnittkraftmessungen lässt sich ein tribologisches Modell ableiten, welches in Bild 6.11 dargestellt ist.

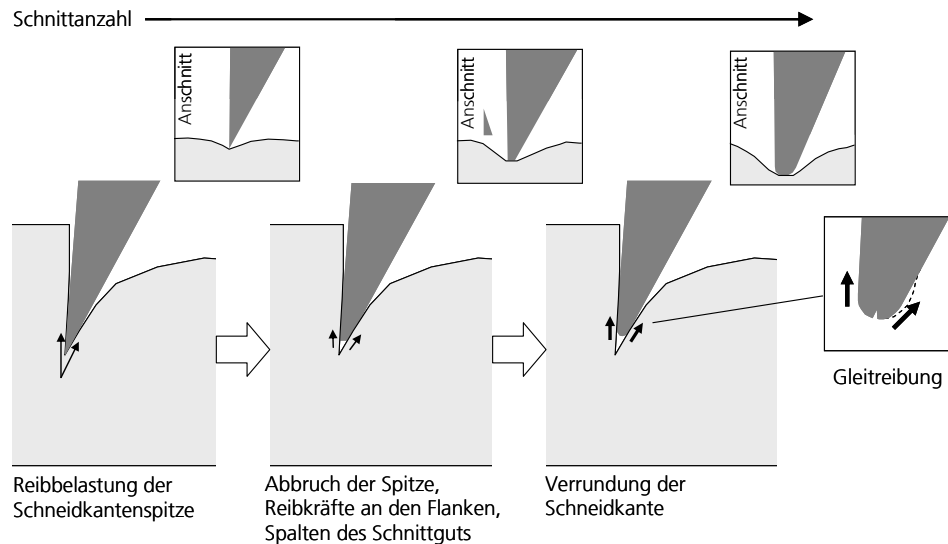


Bild 6.11: Änderung der Tribologie an der Schneidkante durch mechanisches Versagen der Schneidkante

Das elastische Schnittgut provoziert bei einer ideal scharfen Schneidkante sowohl an der Span- als auch an der Freifläche unmittelbar an der Schneidkantenspitze Gleitreibung. Die Abrasivität des Schnittguts müsste demnach – ideales Schneiden vorausgesetzt – eine permanente Schärfung der Schneidkante bewirken. Allerdings verursacht jeder Einzelschnitt in der Anschnittphase eine hohe Schlagbelastung der

Schneidkante beim Auftreffen auf das Schnittgut. In der Schnittphase wirken zudem Quer- und Biegekräfte durch die Asymmetrie der Schneidengeometrie. Es ist leicht vorstellbar, dass diese hohen mechanischen Belastungen zum Versagen der Schneidspitze führen - sie bricht ab. In diesem Moment ändert sich die Tribologie an der Schneidkante. Das Polymer wird nicht mehr ideal geschnitten. In der Anschnittphase muss die kritische Rissenergie in ein größeres verformtes Volumenelement eingebracht werden. Die Schnittkraft steigt an, bis eine Trennung des Polymers erfolgt. Gleichzeitig wird der Strangquerschnitt stärker gestaucht. Wird eine kritische Spannung im Polymer überschritten, reißt das Polymer. Es wird nicht geschnitten, sondern vielmehr gespalten, indem ein Riss der Schneidkante voraus läuft. Die Reibkräfte verlagern sich dabei an die Flanken der beschädigten Schneidkante, so dass sich an diesen Stellen die Gleitreibung konzentriert – es kommt zur Verrundung der Kanten an beiden Seiten. Auch in diesem Stadium müsste sich durch die abrasive Flankenreibung die Schneidkante erneut schärfen. Allerdings wird die abgestumpfte Schneidkante nun in der Anschnittphase schlagend mit einer höheren Druckkraft belastet. Die Spitze des Messers wird durch die permanente Schlagbelastung zerrüttet und plastisch deformiert. Die Reibung an den Flanken wird so stark, dass es zu Fließprozessen an der Stahloberfläche kommen könnte - von der (runden) Messerspitze zu den Flanken hin gerichtet. Das Belastungskollektiv bewirkt das strukturelle Versagen und Aufreißen der Schneidkante im Scheitelpunkt der Verrundung. Bild 6.12 links zeigt diesen Zustand anhand einer Mikroskopaufnahme bei einer Härte von 60 HRC.

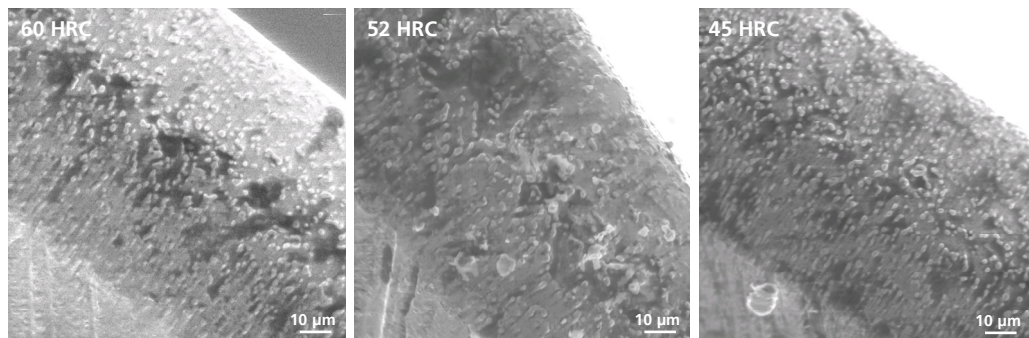


Bild 6.12: Mikroskopische Aufsicht auf die Schneidkante Messer »PM-X153CrMoV12« nach 819 m Gesamtschnittweg, Freifläche im Vordergrund (Schnittgeschw. 8 m/s, Spanwinkel 30°, Freiwinkel 20°)

An den Messern mit geringerer Härte sind an dieser Stelle stärkere Deformationen zu erkennen. Am Versuchsmesser mit 45 HRC Härte ist anhand des Konturverlaufs in Bild 6.12 die plastische Deformation des Werkstoffs auf der Spanflächenseite zu erkennen. In der Mikroskopaufnahme sind darüber hinaus kreisrunde, halbschalenförmige Defekte im Scheitelpunkt der verrundeten Schneidkante sichtbar. Die Größe dieser Defekte stimmt mit der Partikelgröße des ursprünglichen Pulverstahls überein. Es ist anzunehmen, dass bei dieser geringen Härte die Integrität des Werkstoffs an den ursprünglichen Pulverkorn Grenzen verloren geht.

Videoaufnahmen des Schnittes zeigen, dass es zum Aufschmelzen des Polymers kommt – unabhängig vom Zustand der Schneidkante (vergl. Bild 6.13). Die Schmelztemperatur des TPO beträgt 141 °C. In der Stahlmatrixoberfläche sind keine Furchen erkennbar, wohl aber »Fahnenbildung« in Reibrichtung hinter den exponiert aus der Oberfläche ragenden Hartphasen. Diese Effekte werden offensichtlich durch Gleit-

verschleiß verursacht. Die relativ hohe Elastizität des Schnittguts bewirkt eine große wahre Kontaktfläche zwischen Polymer und mikrorauer Stahloberfläche.

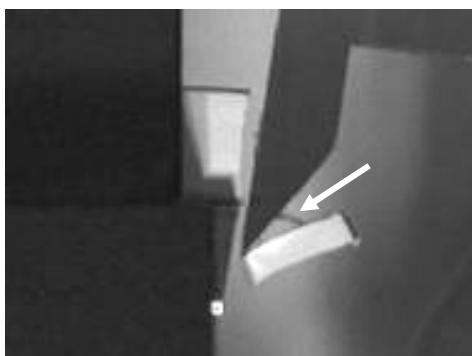


Bild 6.13: Aufschmelzen des Schnittmaterials während des Schneidvorgangs

Anhand der in Bild 6.4, 6.7 und 6.8 dargestellten Schneidkantenkonturen kann das Verschleißvolumen bezogen auf einen Millimeter Schneidkantenlänge abgeleitet werden. Aus Bild 6.14 wird deutlich, dass sich das Messer mit 45 HRC Härte im Verschleißbetrag und dessen Entwicklung über den Gesamtschnittweg von den härteren Messern unterscheidet. Die Werte der auf 52 und 60 HRC gehärteten Messer bewegen sich auf einem ähnlichen Niveau.

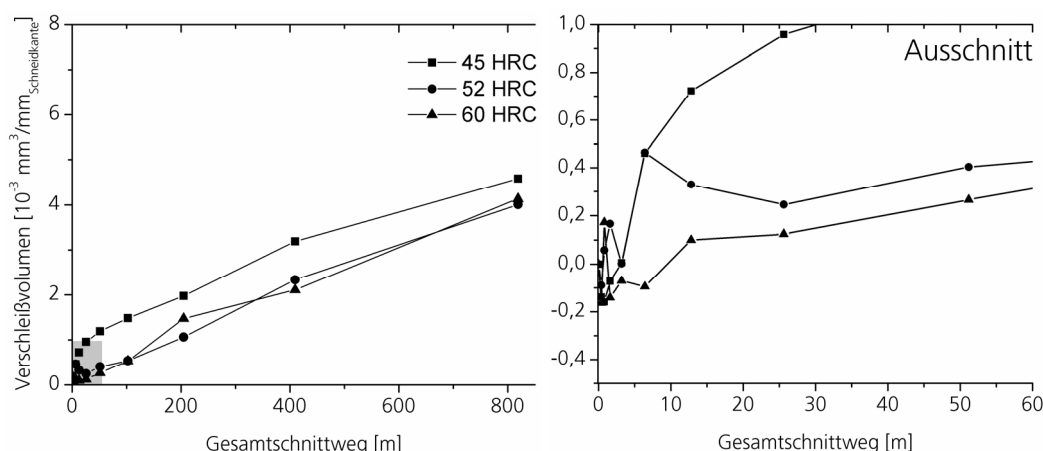


Bild 6.14: Aus Schneidkantenkonturen abgeleitetes Verschleißvolumen Messerwerkstoff PM-X153CrMoV12 in Abhängigkeit von der Härte, aufgetragen über den Gesamtschnittweg (Schnittgeschw. 8 m/s, Spanwinkel 30°, Freiwinkel 20°)

In der Ausschnittsvergrößerung von Bild 6.14 ist der Einlaufprozess wie oben beschrieben sichtbar. Durch Verformung der Schneidkante (Gratabtrag) und mechanisches Versagen der mikroskopischen Schneidspitze werden keine kontinuierlich ansteigenden Verschleißvolumen in den ersten geschnittenen Metern berechnet. Erst ab dem Messpunkt bei 12,8 m setzt die Verrundung und mit ihr die Stabilisierung der Schneidkante ein. Ab diesem Zeitpunkt sind Schneidkantenradien messbar. In Bild 6.15 ist die geleistete Schneidarbeit der drei Schnittphasen – Anschnitt, Schnitt und Abschnitt – über den Schneidkantenradius aufgetragen. Es zeigt sich, dass ein lineares Verhältnis (Bestimmtheitsmaß 0,99) zwischen der Schneidarbeit der An-

schnittphase und dem Schneidkantenradius besteht. Die Schneidarbeit der Anschnittphase ist demnach geeignet, Rückschlüsse auf den Zustand der Schneidkante abzuleiten. Schnitt- und Abschnittphase zeigen einzelne Abweichungen. Diese Schnittphasen scheinen von Inhomogenitäten im Schnittgut stärker beeinflusst, so könnte die Rissausbreitung in der Schnittphase oder das Relaxieren des Schnittguts beim Abschnitt variieren. Der Versuchsablauf ermöglicht jedoch diesbezüglich keine weiteren statistischen Aussagen.

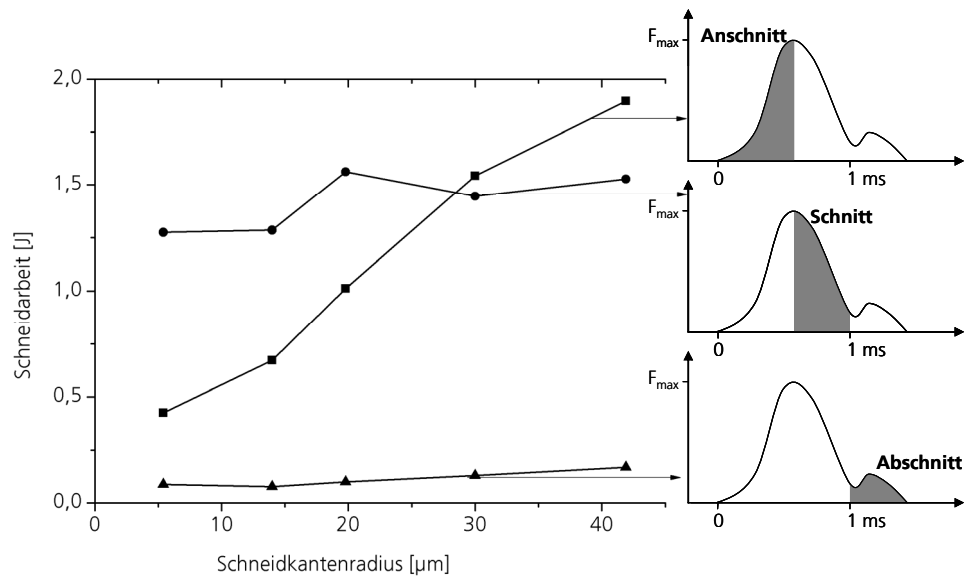


Bild 6.15: Beziehung zwischen Schneidkantenradius und Schneidarbeit der Schnittphasen, Messerwerkstoff PM-X153CrMoV12, 60 HRC (Schnittgeschw. 8 m/s, Spanwinkel 30°, Freiwinkel 20°)

Nachfolgend soll anhand der Schneidversuche mit den hartphasenärmeren Stählen der Einfluss des Hartphasenvolumens auf das Verschleißverhalten der Schneidkante untersucht werden. In Bild 6.16 ist die Entwicklung der Schneidarbeit über den Gesamtschnittweg für die drei verwendeten Werkstoffe aufgetragen.

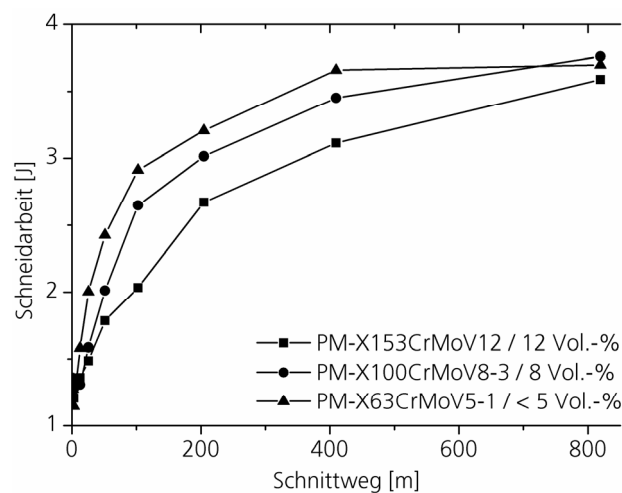


Bild 6.16: Schneidarbeit in Abhängigkeit des Werkstoffs (alle Werkstoffe Härte 60 HRC) aufgetragen über den Gesamtschnittweg (Schnittgeschw. 8 m/s, Spanwinkel 30°, Freiwinkel 20°)

Deutlich erkennbar ist, dass die Schneidarbeitsverläufe in der Anfangsphase der Schneidversuche unterschiedliche Steigungen besitzen. Demnach steigt die Schneidarbeit mit zunehmendem Hartphasenanteil weniger stark an. Allerdings nähern sich die Kurven bei langem Gesamtschnittweg wieder aneinander an. Bei 819 m Gesamtschnittweg sind nur geringe Unterschiede zu erkennen. In diesem Verschleißzustand besteht zudem nicht mehr die ursprüngliche Reihenfolge. Bild 6.17 und 6.18 zeigen die Schnittkraftverläufe und Entwicklungen der Schneidkantenkonturen der Messer mit verringertem Hartphasenanteil.

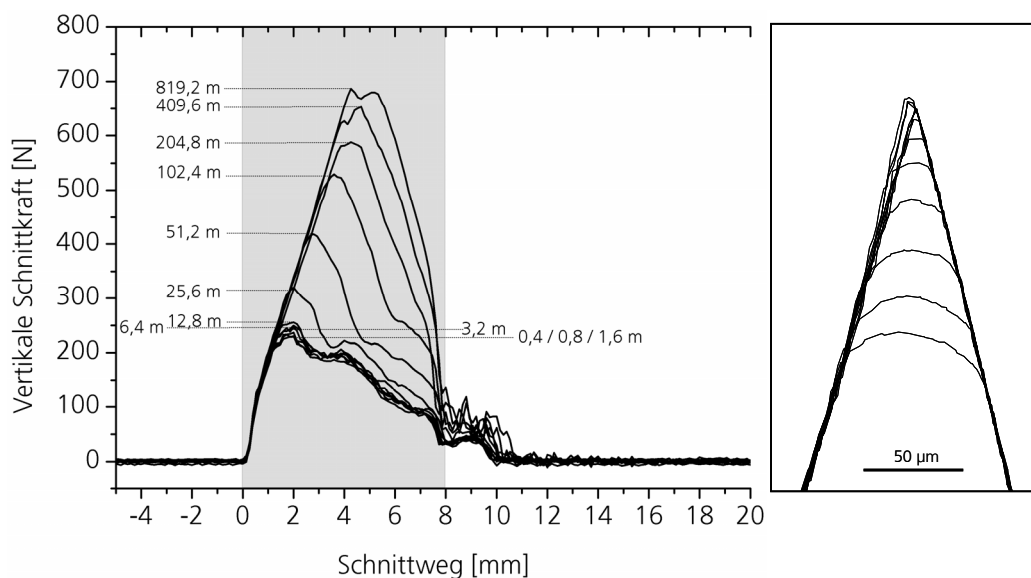


Bild 6.17: Entwicklung des Schnittkraftverlaufs und Schneidkantenkontur Messer »PM-X100CrMoV8-3-60 HRC« bis 819 m Gesamtschnittweg (Schnittgeschw. 8 m/s, Spanwinkel 30°, Freiwinkel 20°)

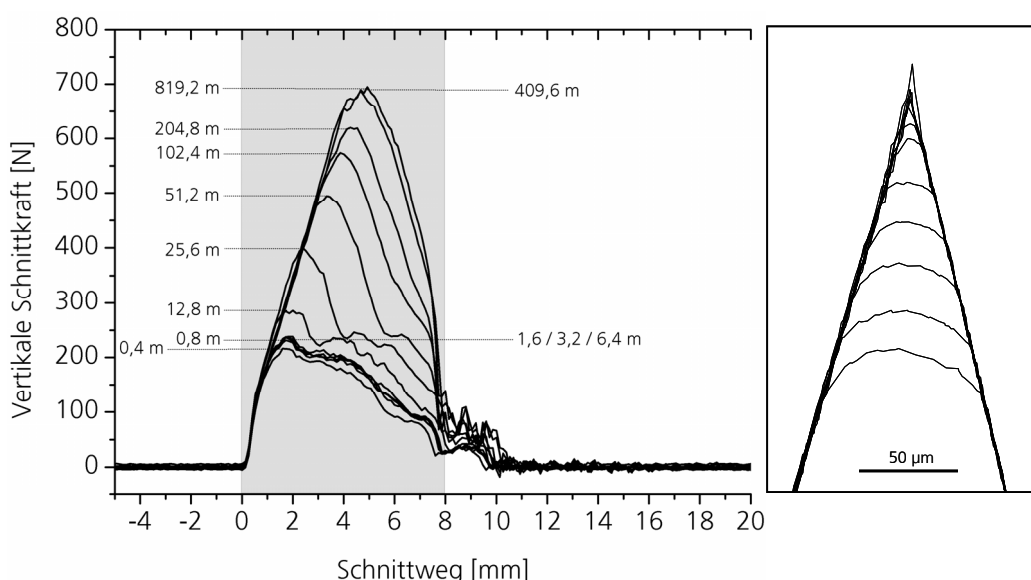


Bild 6.18: Entwicklung des Schnittkraftverlaufs und Schneidkantenkontur Messer »PM-X63CrMoV5-1-60 HRC« bis 819 m Gesamtschnittweg (Schnittgeschw. 8 m/s, Spanwinkel 30°, Freiwinkel 20°)

Die Reduktion der Hartphasenanteile bei gleichem Härteniveau der Werkstoffe bewirkt zu Beginn der Schneidversuche höhere Schnittkräfte bzw. Schneidarbeiten. Die Schneidkante versagt schneller. Die Schneidkantenkonturen des Messers PM-X100CrMoV8 zeigen einen Grat an, der nach dem Schleifen an der Schneidkante vorhanden war, aber nach wenigen Metern Schnittweg abgerieben wurde. Mit zunehmender Schneidkantenverrundung stabilisiert sich die Schneidkante offensichtlich, so dass sich die Schnittkräfte der unterschiedlichen Werkstoffe bei langen Gesamtschnittwegen angleichen. Die Schneidkantenradien bei 819 m Gesamtschnittweg betragen 44 μm (PM-X153CrMoV12), 45 μm (PM-X100CrMoV8-3) und 51 μm (PM-X63CrMoV5-1). Der Hartphasenanteil zeigt somit - ebenso wie die Matrixhärte - nur geringen Einfluss auf das Verschleißverhalten für das vorliegende Granuliersystem. Die geringe Schneidkantenstabilität der scharf geschliffenen Schneiden bedingt unter der schlagenden Druckbelastung der Anschnittphase das mechanische Versagen der mikroskopischen Schneidkante. Die Tribologie des Schnittes ändert sich damit. Mit zunehmender Verrundung stabilisiert sich die Schneidkante. Die feinkörnigen abrasiven Partikel im Kunststoff führen in diesem Stadium zum Auswaschen der Stahlmatrix zwischen den Hartphasen. Da sich die Stahlmatrix in der Verschleißhochlage befindet, ist der Einfluss der Matrixhärte auf den Verschleißbetrag nur gering. Nach langen Gesamtschnittwegen gleichen sich die Verschleißzustände aller Versuchsmesser daher einander an.

6.2 Einfluss der Randzonenhärtung auf das Verschleißverhalten

Ziel der Randzonenhärtung war es, unterschiedliche Verschleißwiderstände an der Schneidkante und damit die Lenkung des abrasiven Verschleißes zu erreichen. Die nachfolgende Grafik zeigt die mittels Plasmanitrierung erreichten Härteverläufe in den Randzonen exemplarisch für den Messerwerkstoff PM-X153CrMoV12 (Bild 6.19). Es ist zu erkennen, dass Nitrierhärte-tiefen und Oberflächenhärte der einzelnen Messer vergleichbare Werte aufweisen. Dies gilt auch für die beiden anderen Werkstoffe, wie die Zusammenstellung der Kennwerte in Tabelle 6.1 zeigt.

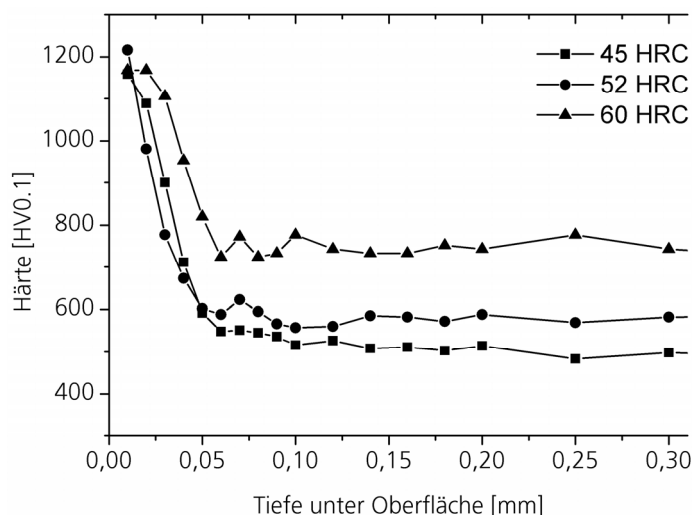


Bild 6.19: Härte-tiefenverläufe Messerwerkstoff PM-X153CrMoV12

Tabelle 6.1: Kennwerte der Randzonenhärtung

Werkstoff	Härte	Kernhärte	Nitrier- härte- tiefe	Max. Härte Randzone
	[HRC]	[HV _{0,1}]		[HV _{0,1}]
PM-X153CrMoV12	45	500	58	1.159
	52	570	46	1.216
	60	740	52	1.168
PM-X100CrMoV8-3	45	490	53	1.002
	52	530	77	1.056
	60	730	78	1.216
PM-X63CrMoV5-1	45	470	60	974
	52	560	75	1.097
	60	690	70	1.132

Die Gefügaufnahme in Bild 6.20 zeigt, dass die Randzonenhärtung verbindungs-schichtfrei erfolgte. Bis ca. 3 µm unterhalb der Oberfläche sind oberflächenparallele Zementitausscheidungen erkennbar. Es ist zu vermuten, dass diese Zone eine erhöhte Sprödigkeit besitzt.

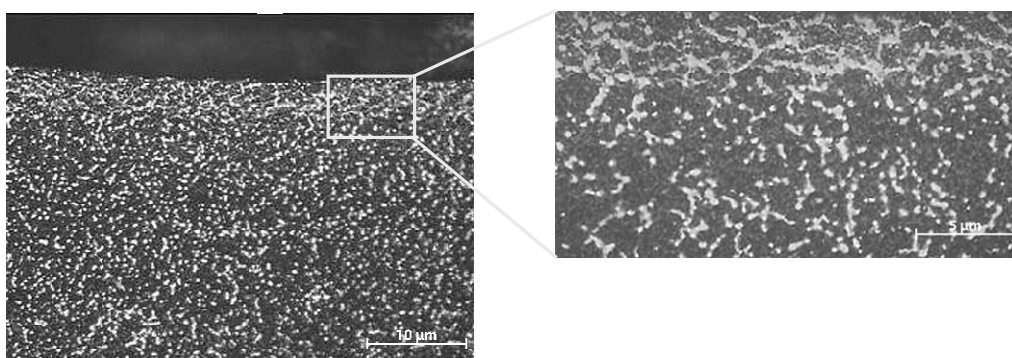


Bild 6.20: Gefügaufnahme randzonengehärteter Werkstoffprobe PM-X153CrMoV12 (45 HRC)

Die Auswertung der Schneidversuche zeigt Bild 6.21 am Beispiel des randzonengehärteten Messers, Werkstoff PM-X153CrMoV12 mit einer Kernhärte von 60 HRC. Es zeigt sich - wie zuvor an den unbehandelten Schneiden - die charakteristische Schnittkraftentwicklung eines verschleißenden Messers. Nach 819 m Gesamtschnittweg werden wieder Maximalschnittkräfte um 700 N erreicht. Allerdings fällt auf, dass die Schnittkräfte bereits bei geringen Gesamtschnittwegen stark ansteigen. Die Randzonenbehandlung bewirkt offenbar eine Beschleunigung des abrasiven Verschleißes bevor sich die Schneidkante durch Verrundung stabilisiert.

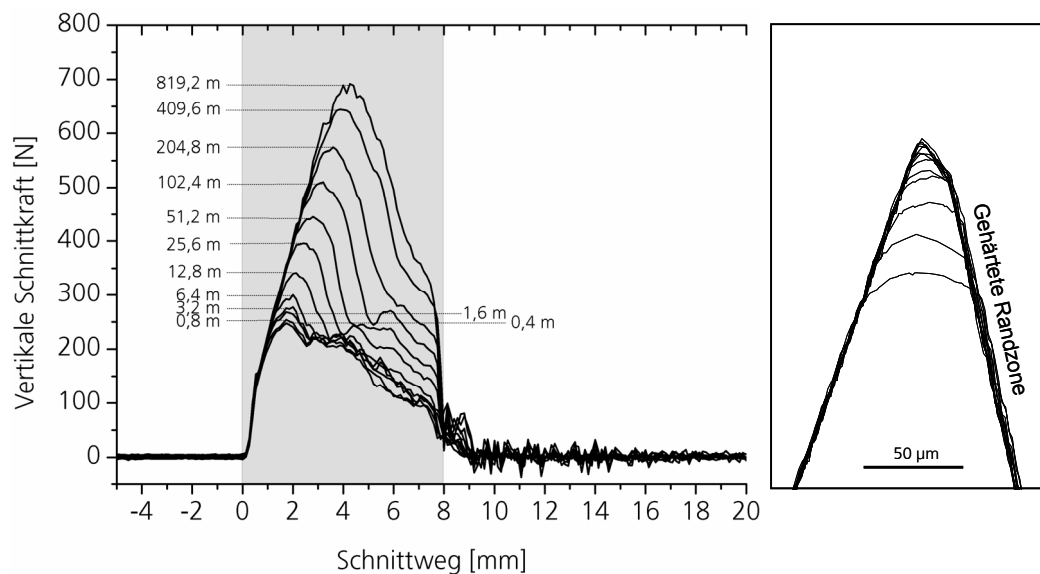


Bild 6.21: Entwicklung des Schnittkraftverlaufs und der Schneidkantenkontur Messer »PM-X153CrMoV12/60 HRC/randzonengehärtet« bis 819 m Gesamtschnittweg (Schnittgeschw. 8 m/s, Spanwinkel 30°, Freiwinkel 20°)

Auch die asymmetrische Schneidkantenkontur des Messers im Neuzustand scheint diese These zu stützen. Anhand von Mikroskopaufnahmen (Bild 6.22) ist erkennbar, dass die mikroskopische Spitze der Schneidkante schon während des Schleifprozesses spröde gebrochen ist.

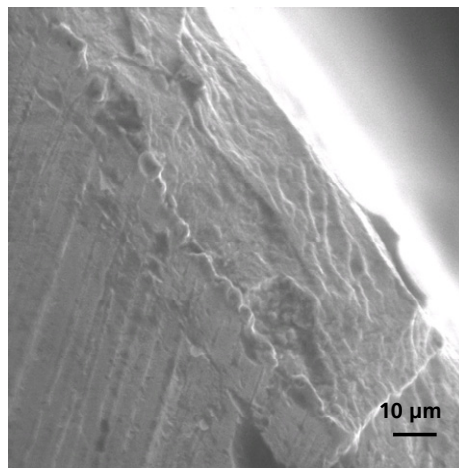


Bild 6.22: Spröde Bruch der Schneidkante im Bereich der Randzonenhärtung durch den Fertigungsprozess des Messers »PM-X153CrMoV12/60 HRC/randzonengehärtet«

Anhand der Entwicklung der Schneidarbeit in Bild 6.23 ist erkennbar, dass sich mit höherer Kernhärte des randzonengehärteten Messers die Schnitteffizienz verschlechtert. Wie schon an den unbehandelten Messern zeigt sich auch hier der Effekt, dass sich die Schneidarbeit und damit erfahrungsgemäß auch die Schneidkantengeometrien bei langen Gesamtschnittwegen einander angleichen. Beachtenswert ist allerdings, dass sich im Vergleich zur Versuchsreihe der unbehandelten Messer die Reihenfolge in der Anfangsphase des Schneidversuchs hier umkehrt; das Messer

mit der hohen Kernhärte verschleißt zu Beginn der Versuche am schnellsten. Auch sind die Unterschiede in den Schneidarbeitskurven deutlicher.

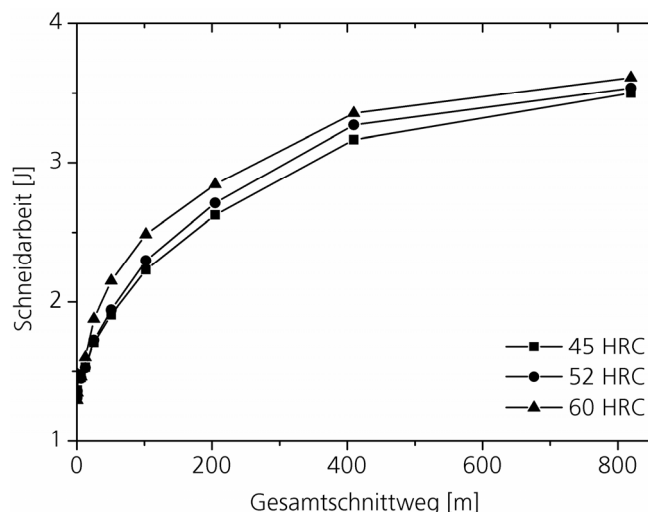


Bild 6.23: Entwicklung der Schneidarbeit in Abhängigkeit von der Härte, Messerwerkstoff PM-X153CrMoV12 freilächenseitig randzonengehärtet (Schnittgeschw. 8 m/s, Spanwinkel 30°, Freiwinkel 20°)

Die genauere Analyse der Schneidkantenkonturen zeigt aber, dass als Ursache für den schnelleren Verschleiß der härteren Messerwerkstoffe nicht Sprödbrüche an der Schneidkante verantwortlich sind, was aufgrund der oben dargestellten Mikroskopaufnahme zu vermuten gewesen wäre. Die asymmetrische Schneidkantenkontur zu Versuchsbeginn könnte den Gleitverschleiß in der frühen Verschleißphase derart begünstigen, dass ein höherer Verschleißbetrag erreicht wird.

Bei einer Kernhärte von 45 HRC scheint – wie schon bei den unbehandelten Messern beobachtet – die Festigkeit des Werkstoffs soweit reduziert zu sein, dass plastische Verformungen möglich sind. Am randzonenbehandelten Messer PM-X153CrMoV12 (vergl. Bild 6.24) und PM-X100CrMoV8-3 mit geringerem Hartphasenanteil war dieser Effekt anhand der Kontur Auswertungen zu beobachten. Die randzonengehärteten Messer des hartphasenarmen Werkstoffs PM-X63CrMoV5-1 zeigen eine abweichende Verschleißcharakteristik. Die Schneidkantenkonturen in Bild 6.25 zeigen auch bei Kernhärten von 45 HRC keine Deformationen.

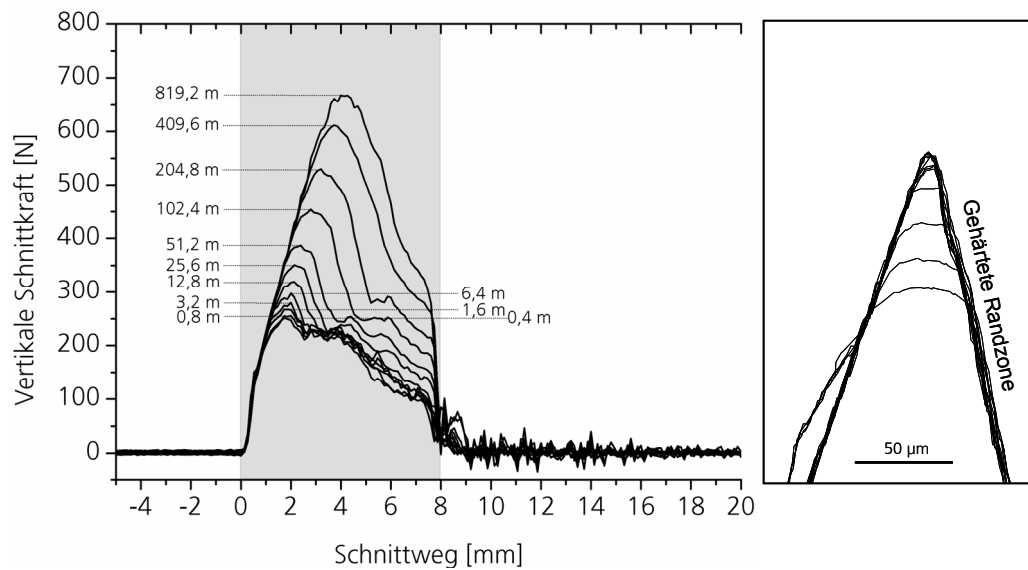


Bild 6.24: Entwicklung des Schnittkraftverlaufs und der Schneidkantenkontur Messer »PM-X153CrMoV12/45 HRC/randzonengehärtet« bis 819 m Gesamtschnittweg (Schnittgeschw. 8 m/s, Spanwinkel 30°, Freiwinkel 20°)

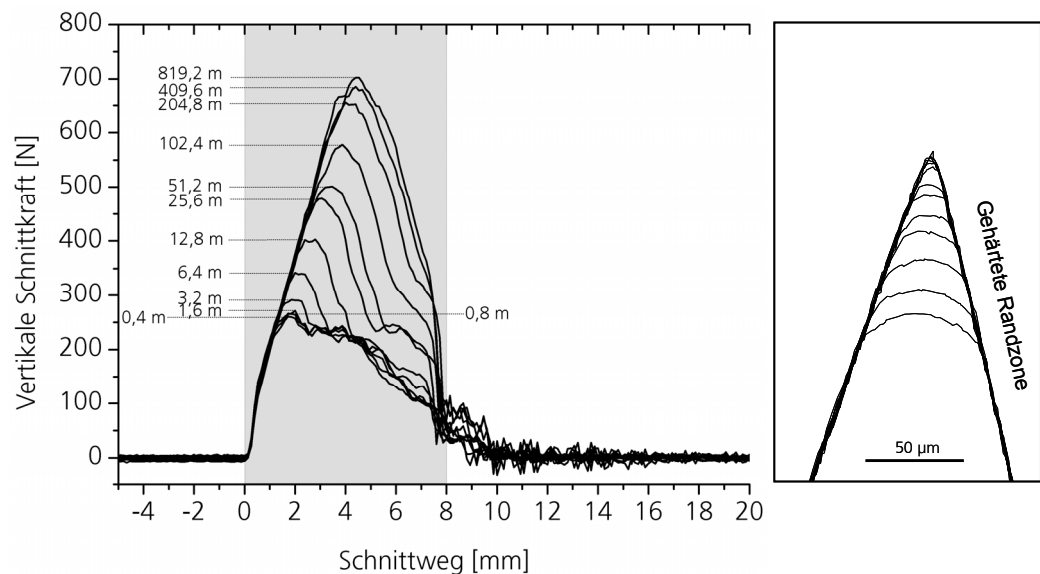


Bild 6.25: Entwicklung des Schnittkraftverlaufs und der Schneidkantenkontur Messer »PM-X63CrMoV5-1/45 HRC/randzonengehärtet« bis 819 m Gesamtschnittweg (Schnittgeschw. 8 m/s, Spanwinkel 30°, Freiwinkel 20°)

Bild 6.26 zeigt die Entwicklung der Schneidarbeit in Abhängigkeit der Messergrundwerkstoffe bei Kernhärte 45 HRC mit randzonengehärteter Freifläche und somit diejenigen Messer mit maximalem Unterschied zwischen Kern- und Randhärte. Die ausbleibende Deformation des Werkstoffs PM-X63CrMoV5-1 bewirkt bei längerem Gesamtschnittweg eine abflachende Kurve. Die anfängliche Steigung der Schneidarbeitskurve zeigt, dass der Abrasionswiderstand des Werkstoffs trotz gehärteter Oberfläche gering ist.

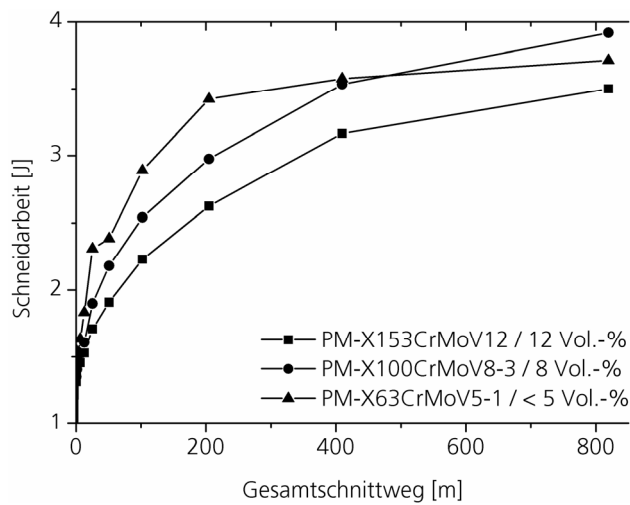


Bild 6.26: Entwicklung der Schneidarbeit der Messer mit gehärteter Freifläche in Abhängigkeit vom Messerwerkstoff bei einheitlichen Kernhärten von 45 HRC (Schnittgeschw. 8 m/s, Spanwinkel 30°, Freiwinkel 20°)

Der Vergleich dieser Kurven mit der Schneidarbeitentwicklung der unbehandelten Messer (vergl. Bild 6.16) zeigt, dass durch die Randzonenhärtung das Verschleißverhalten der Messer nicht erkennbar beeinflusst wird. Lediglich in der Anfangsphase des Versuchs bei geringen Gesamtschnittwegen sind Unterschiede deutlich erkennbar. Die gemessenen Konturen zeigen, dass das mikroskopische Abbrechen der Schneidkantenspitze bei den randzonengebändelten Messern bereits durch den Schleifprozess vorweggenommen wurde und somit die Kantenverrundung früher einsetzt. Die Erhöhung der Härte an der Schneidkante bewirkt lediglich eine Versprödung der Messerspitze. Selbst den Verschleißmechanismus des Auswaschens der Stahlmatrix durch abrasive Partikel konnte die Randzonenhärtung nicht vermeiden, wie die Mikroskopaufnahmen in Bild 6.27 belegen. Stattdessen sind im Scheitelpunkt der verrundeten Schneidkanten Risse und Defekte in der Oberfläche erkennbar, deren Anteil mit abnehmender Kernhärte zunehmen. Effekte der Verschleißlenkung sind mit diesem Konzept somit nicht zu erwarten.

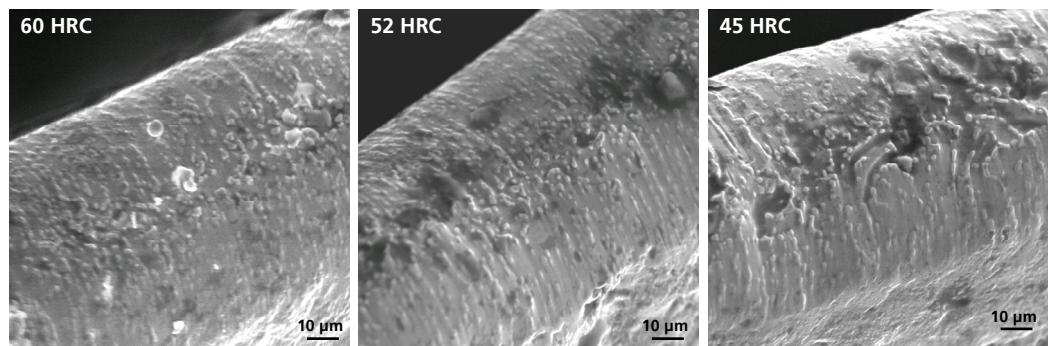


Bild 6.27: Mikroskopische Aufsicht auf die Schneidkante nach 819 m Gesamtschnittweg, Spanfläche im Vordergrund, Messerwerkstoff PM-X153CrMoV12 freiflächenseitig randzonengehärtet (Schnittgeschw. 8 m/s, Spanwinkel 30°, Freiwinkel 20°)

6.3 Einfluss des bionischen Werkstoffansatzes auf das Verschleißverhalten

Aufbauend auf den oben beschriebenen Versuchsergebnissen und den Erkenntnissen zum hierarchischen Werkstoffaufbau des Schmelzes wird nachfolgend das abgeleitete bionische Prinzip des Werkstoffaufbaus am Schneidwerkzeug erprobt. Ziel ist es, die erforderliche Zähigkeit und hohe Festigkeit der Schneidkante zu erreichen.

Wie oben beschrieben war in der Architektur der Duplex-Beschichtung lediglich eine gemäßigte Randzonenhärtung mit reduzierten Behandlungszeiten vorgesehen. In der nachfolgenden Tabelle sind die gemessenen Nitrierhärtetiefen und Randzonenhärten aufgeführt.

Tabelle 6.2: Kennwerte der Randzonenhärtung innerhalb der Duplex-Beschichtung

Werkstoff	Härte	Kernhärte	Nitrierhärtetiefe	Max. Härte Diffusionszone
	[HRC]	[HV _{0,1}]	[µm]	[HV _{0,1}]
PM-X153CrMoV12	45	490	31	569
	52	570	37	698
	60	720	32	933
PM-X100CrMoV8-3	45	490	45	685
	52	530	53	627
	60	720	50	830
PM-X63CrMoV5-1	45	460	57	720
	52	530	52	685
	60	700	16	824

Den Querschnitt des darauf abgeschiedenen Ti-B-N-Mehrlagensystems zeigt die nachfolgende rasterelektronenmikroskopische Aufnahme. Die Schichtdicke beträgt ca. 4 µm. Im Bild sind die gradierten Lagen Ti(N,B) zu Ti(B,N) anhand der unterschiedlichen Grauwerte deutlich zu erkennen. Die Oberflächenhärte wurde mit 42,95 GPa bzw. 3.486 HV_{0,005} bestimmt.

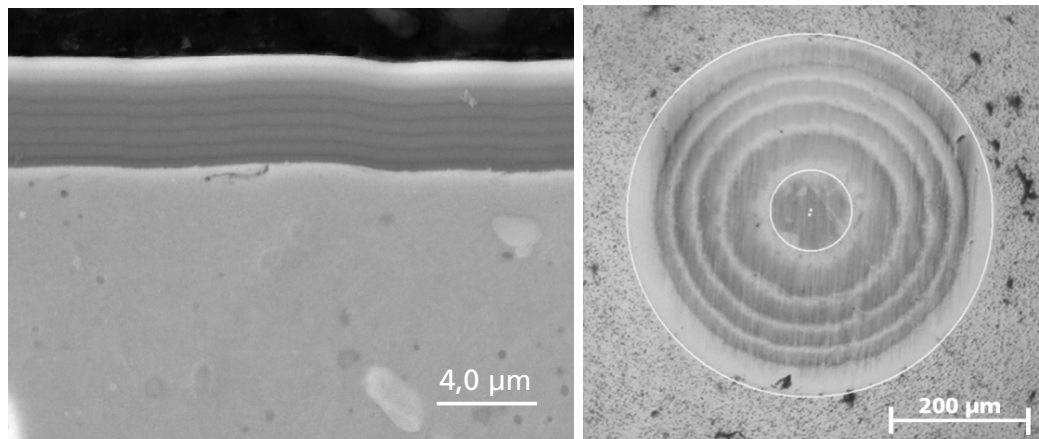


Bild 6.28: Rasterelektronenmikroskopische Aufnahme Querschnitt und Kalottenschliff Ti-B-N-Mehrlagensystem, hier auf Substrat PM-X63CrMoV5-1 (52 HRC)

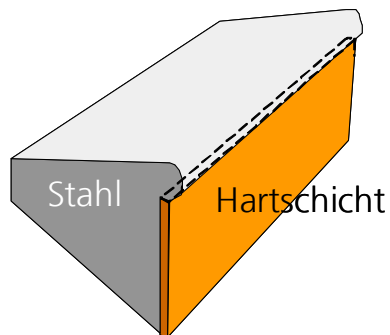
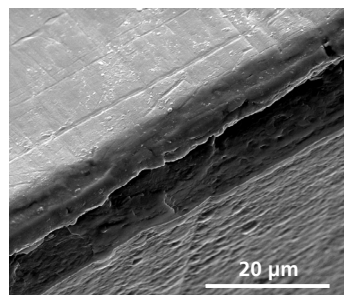
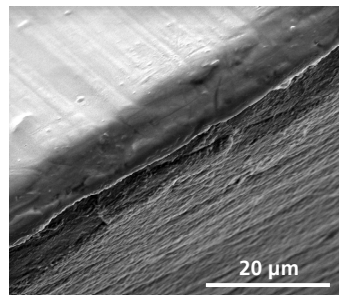


Bild 6.29: Skizze Schneidkantenengeometrie im Neuzustand

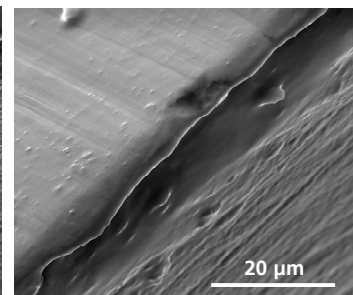
Die Skizze 6.29 und die Mikroskop-aufnahmen in Bild 6.30 zeigen die Gestalt der Schneidkanten vor der Belastung. In diesem Zustand überdeckt das weichere Metalls substrat die Hartschicht der Freifläche an der Schneidkante. Für eine erste Versuchsreihe wurde die Schneid-geometrie der Messer leicht geändert. Der Freiwinkel wurde von 20° auf 10° reduziert. Gleichzeitig wurde eine Fasse von 50° an der Spanseite angeordnet, um die Schneidkante zu stabilisieren.



PM-X153CrMoV12



PM-X100CrMoV8-3



PM-X63CrMoV5-1

Bild 6.30: Neuzustand der Schneidkanten (hier Messer mit 45 HRC Härte), Blick von oben auf die Schneidkante, beschichtete Freifläche im Vordergrund.

Bereits zu Beginn der Schneidversuche wurden außergewöhnliche, sich verringernde Schnittkräfte gemessen, so dass der Versuch bei 204,8 m Gesamtschnittweg unterbrochen wurde, um den Zustand der Schneidkante auch mikroskopisch untersuchen zu können. Bild 6.31 zeigt den Schnittkraftverlauf des Messers PM-X153CrMoV12 mit 45 HRC Härte.

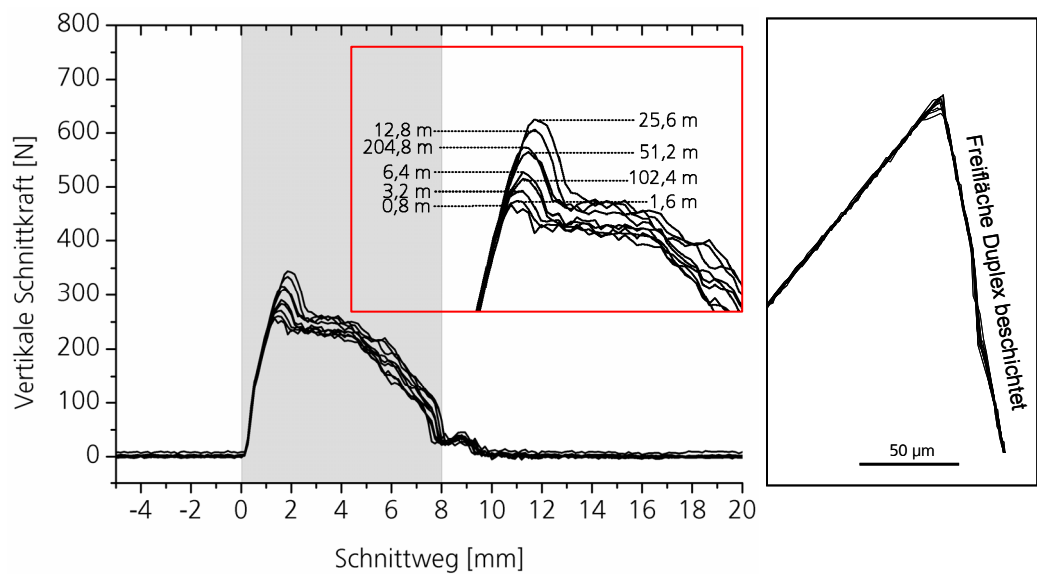


Bild 6.31: Entwicklung des Schnittkraftverlaufs und der Schneidkantenkontur Messer »PM-X153CrMoV12/45 HRC/Duplex-beschichtet« bis 205 m Gesamtschnittweg (Schnittgeschw. 8 m/s, Spanwinkel 30°, 50° Fase, Freiwinkel 10°)

Der Schnittkraftverlauf zeigt keine kontinuierliche Erhöhung der Schnittkraft. Nach 25,6 m Schnittweg verringert sich die maximale Schnittkraft, um nach 102,4 m erneut leicht anzusteigen. Die korrespondierende Messung der Schneidkantenkontur zeigt, dass sich eine asymmetrische Schneidkantenkontur ohne taktil messbaren Kantenradius an der Messerspitze ausbildet. Der eingestellte 50° Fasenwinkel entwickelt sich eigenständig zu einem Winkel von ca. 90°. Die Messer mit Härte 52 und 60 HRC zeigen vergleichbare Schneidkantenkonturen und Schnittkraftentwicklungen. Auch bei Verringerung des Hartphasenanteils treten vergleichbare Effekte auf. Die nachfolgenden Grafiken zeigen die Schnittkraftverläufe und Schneidkantenkonturen der hartphasenärmeren Stähle, ebenfalls bei 45 HRC Kernhärte. Die Schnittkräfte sind hierbei nochmals gegenüber dem hartphasenreichen Werkstoff PM-X153CrMoV12 reduziert.

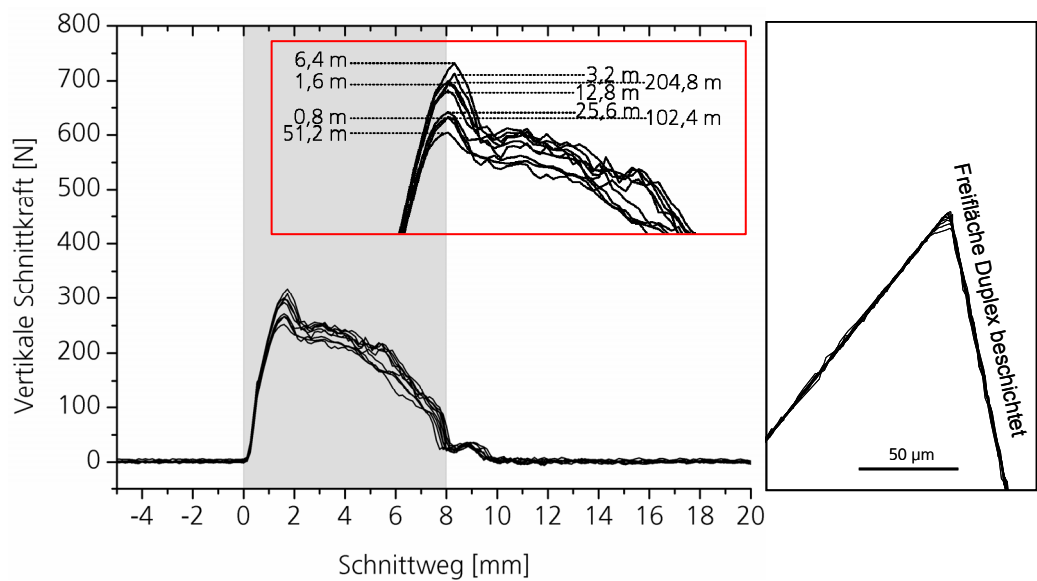


Bild 6.32: Entwicklung des Schnittkraftverlaufs und der Schneidkantenkontur Messer
 » PM-X100CrMoV8-3/45 HRC/Duplex-beschichtet« bis 205 m Gesamtschnittweg
 (Schnittgeschw. 8 m/s, Spanwinkel 30°, 50° Fase, Freiwinkel 10°)

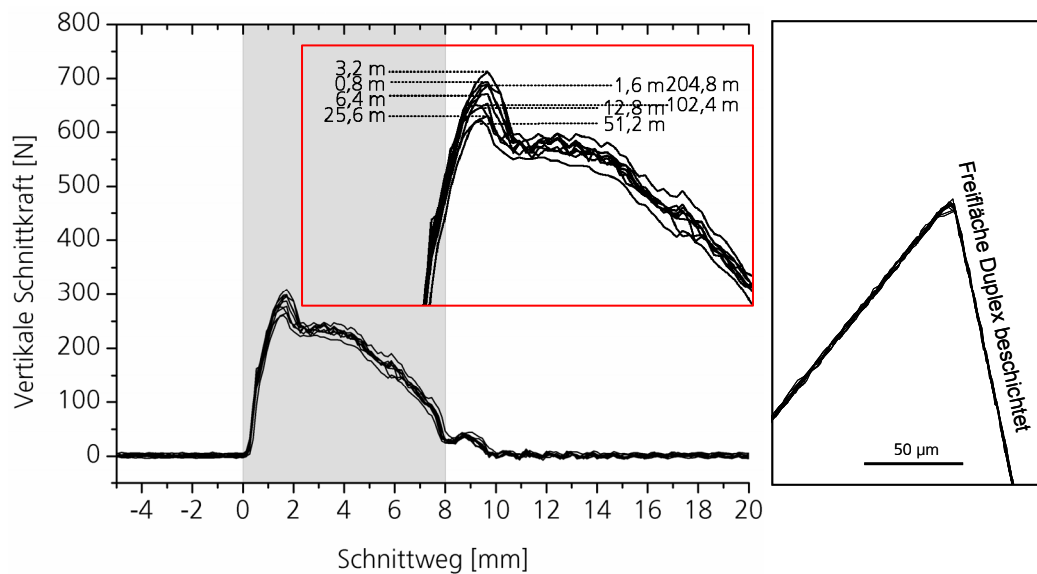


Bild 6.33: Entwicklung des Schnittkraftverlaufs und der Schneidkantenkontur Messer
 »PM-X63CrMoV5-1/45 HRC/Duplex-beschichtet« bis 205 m Gesamtschnittweg
 (Schnittgeschw. 8 m/s, Spanwinkel 30°, 50° Fase, Freiwinkel 10°)

Bild 6.34 zeigt den Einfluss der für den Messergrundkörper verwendeten Stahlqualitäten auf die Entwicklung der Schneidarbeit. Hervorzuheben ist dabei der Werkstoff PM-X63CrMoV5-1 mit geringstem Hartphasenanteil. An diesem Messer zeigen sich nach einer Einlaufphase mit leicht steigender Schneidarbeit konstante Werte ab 100 m Gesamtschnittweg.

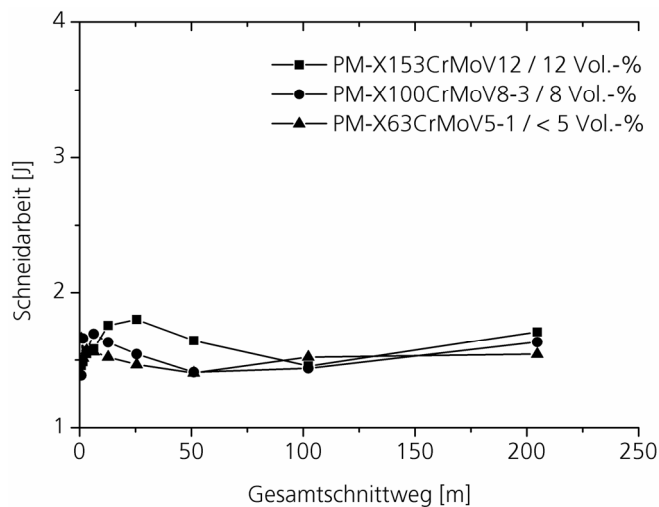


Bild 6.34: Schneidarbeit Duplex-beschichteter Messer (45 HRC) bis 205 m Gesamtschnittweg (Schnittgeschw. 8 m/s, Spanwinkel 30°, 50° Fase, Freiwinkel 10°)

Zur Analyse der Verschleißmechanismen wurden die Schneidkanten mikroskopisch untersucht. Anhand von Bild 6.35 wird deutlich, dass sich eine scharfe Schneidkante eigenständig herausgebildet hat. Dabei scheint die Hartschicht kaum hinterstützt aus der Messerspitze heraus zu ragen.

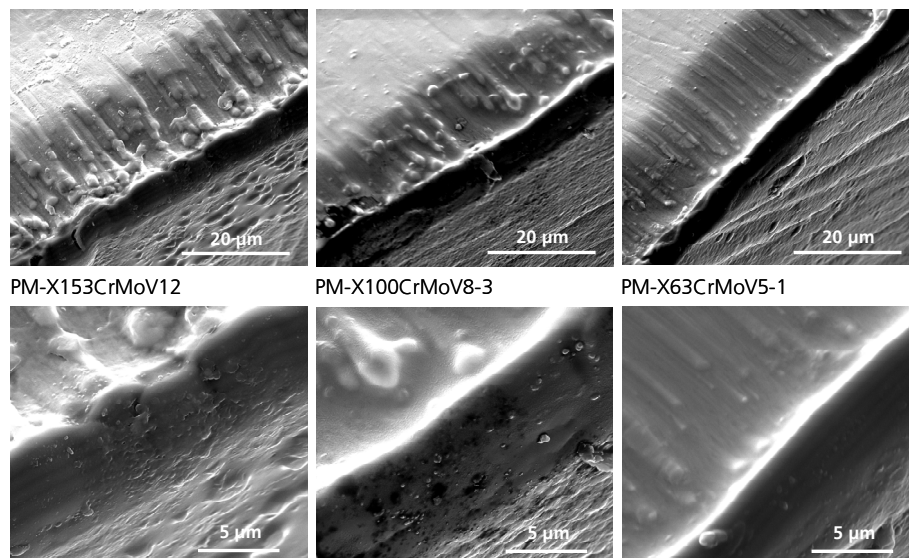


Bild 6.35: Blick auf die Schneidkanten Duplex-beschichteter Messer (alle 45 HRC) nach 205 m Gesamtschnittweg (Schnittgeschw. 8 m/s, Spanwinkel 30°, 50° Fase, Freiwinkel 10°), beschichtete Freifläche befindet sich im Vordergrund

Das Ziel Verschleißlenkung scheint mit dem vorliegenden Duplex-Beschichtungssystem erreicht worden zu sein. Ein asymmetrisches Verschleißbild ist das Ergebnis. Auf der Spanflächenseite zeigt sich eine Verschleißmarkenbreite von ca. 20 µm – gleichermaßen für alle drei Werkstoffe. Die Hartschicht zeigt auf der Freiflächenseite ebenfalls Verschleiß.

Bei Vergleich der drei Messergrundwerkstoffe wird deutlich, dass sich die scharfe Spitze umso exponierter aus der Schneidkante herausarbeitet, je geringer der Hartphasenanteil im Messergrundwerkstoff ist. In Bild 6.35 ist zu erkennen, dass die Hartphasen der Werkstoffe PM-X153CrMoV12 und PM-X100CrMoV8-3 die Ausbildung der scharfen Schneidkante verhindern. Die Stahloberfläche und die herausragenden Hartphasen zeigen wieder die Charakteristik des angreifenden Gleitverschleißes.

Die Auswertung des Verschleißvolumens in Bild 6.36 zeigt keinen eindeutigen Einfluss des jeweiligen Hartphasengehalts. Die Verschleißbeträge bewegen sich im Vergleich zu den unbehandelten Messern auf sehr geringem Niveau und sind mit der eingeschränkten Auflösung des Konturmessgerätes kaum noch sicher zu erfassen. Die Verschleißbeträge der Duplex-behandelten Messer sind in diesem frühen Verschleißzustand bereits um den Faktor 100 geringer, als die der unbehandelten Messer (vergl. Bild 6.17). Auch in dieser Auswertung zeigt der Duplex-behandelte Stahl PM-X63CrMoV5-1 außergewöhnliches Verschleißverhalten, indem das Verschleißvolumen trotz geringer Verschleißbeständigkeit am niedrigsten erscheint.

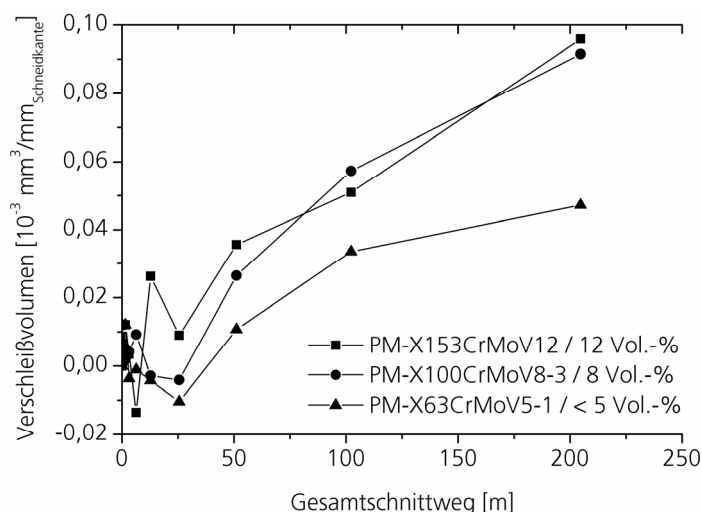


Bild 6.36: Aus Schneidkantenkonturen abgeleitetes Verschleißvolumen Duplex-beschichteter Messer in Abhängigkeit des Messergrundwerkstoffs (bei Härte 45 HRC), aufgetragen über den Gesamtschnittweg (Schnittgeschw. 8 m/s, Spanwinkel 30°, 50° Fase, Freiwinkel 10°)

Aus diesen Messwerten und den oben dargestellten mikroskopischen Aufnahmen folgt, dass das Verschleißverhalten der Messer im hohen Maße durch den Verschleißwiderstand des Hartschichtsystems bestimmt wird. Die ursprünglich zur Stabilisierung der Schneidkante angebrachte Fase scheint bei diesem Verschleißbild kontraproduktiv zu sein. Während des Verschleißprozesses bildet sich eigenständig eine Fase an der Schneidkante heraus. Ein großer Schneidwinkel zu Beginn führt dementsprechend zu einem noch größeren Fasenwinkel. Trotz der großen Fasenwinkel erfolgt der Schnitt effektiv. Dies belegen nicht nur die geringen Schnittkräfte, sondern auch die in Bild 6.37 dargestellten Aufnahmen der einzelnen Schnittphasen in einem weit fortgeschrittenen Verschleißstadium bei einem Gesamtschnittweg der Messer von 1.600 m. Die Aufnahmen dokumentieren einen effektiven Schnitt in allen drei Phasen.

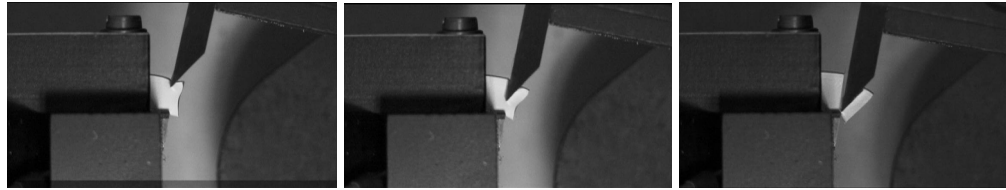


Bild 6.37: Schnittphasen Duplex-beschichteter Messer PM-X63CrMoV5-1, Kernhärte 45 HRC bei einem Gesamtschnittweg von 1.600 m (Schnittgeschw. 8 m/s, Spanwinkel 30°, 50° Fase, Freiwinkel 10°)

In einer weiteren Versuchreihe wurden die Duplex-beschichteten Messer wieder mit 30° Schneidwinkel jedoch ohne Fase ein weiteres Mal mit hohen Gesamtschnittwegen belastet. Bild 6.38 bis Bild 6.40 zeigen vergleichend den Schnittkraftverlauf und die Entwicklung der Schneidkantenkonturen für die drei betrachteten Werkstoffe, jeweils bei einer Kernhärte von 52 HRC.

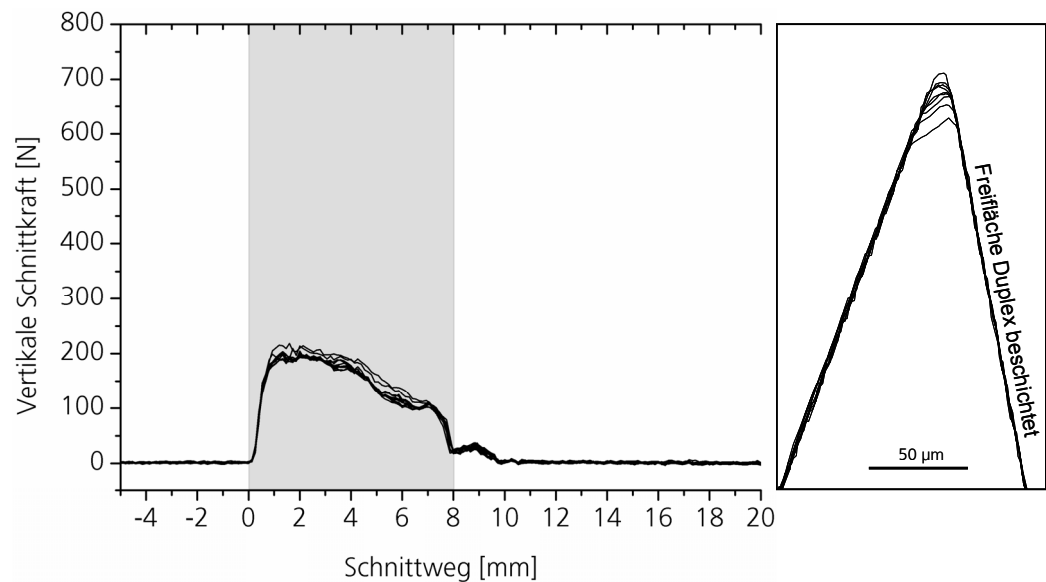


Bild 6.38: Entwicklung des Schnittkraftverlaufs und der Schneidkantenkontur Messer »PM-X153CrMoV12/52 HRC/Duplex-beschichtet« bis 819 m Gesamtschnittweg (Schnittgeschw. 8 m/s, Spanwinkel 30°, Freiwinkel 10°)

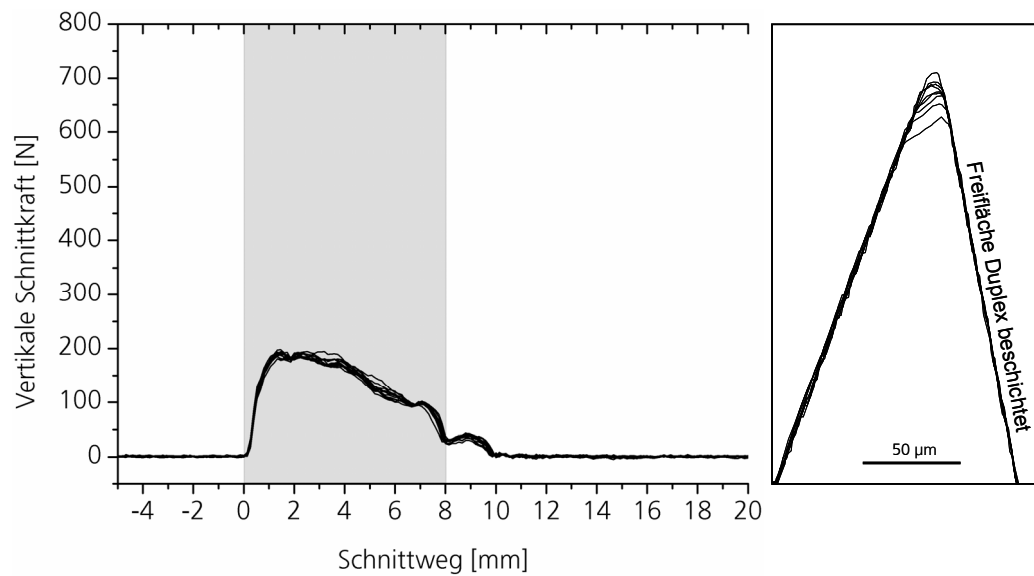


Bild 6.39: Entwicklung des Schnittkraftverlaufs und Schneidkantenkontur Messer »PM-X100CrMoV8-3 /52 HRC/Duplex-beschichtet« bis 819 m Gesamtschnittweg (Schnittgeschw. 8 m/s, Spanwinkel 30°, Freiwinkel 10°)

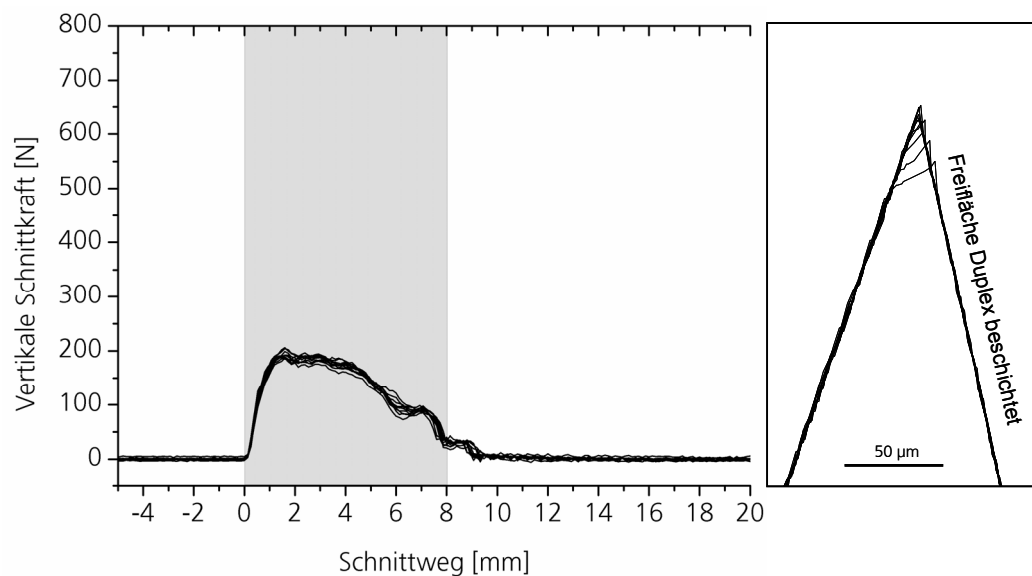


Bild 6.40: Entwicklung des Schnittkraftverlaufs und Schneidkantenkontur Messer »PM-X63CrMoV5-1/52 HRC/Duplex-beschichtet« bis 819 m Gesamtschnittweg (Schnittgeschw. 8 m/s, Spanwinkel 30°, Freiwinkel 10°)

Diese Auswertungen bestätigen die Erkenntnisse der ersten Versuchsreihe mit 50° Fasenwinkel: Der höhere Hartphasenanteil des Versuchsmessers »PM-X153-CrMoV12« behindert die Ausbildung der scharfen Schneidkante. Sie bildet sich nur bei geringen Hartphasenanteilen aus, indem die Hartschicht an der Schneidkante hervorsteht. Schon der visuelle Vergleich der Konturen zeigt ein verringertes Verschleißvolumen des Werkstoffs »PM-X153CrMoV12« gegenüber den Versuchsmes-

sern aus den Werkstoffen »PM-X100CrMoV8-3« und »PM-X63CrMoV5-1«. In Bild 6.40 erscheint die Messerspitze zur Freifläche hin deformiert. Dieser Effekt wurde später als Messartefakt erkannt: Die Hartschicht steht derart exponiert an der Messerspitze hervor, dass die Messnadel sich beim Überfahren der Kontur an ihr verhakt. Die Schnittkraftverläufe korrespondieren mit den Schneidkantenkonturen derart, dass für alle Versuchsmesser geringe Schnittkräfte aufgezeichnet wurden, die sich über den Gesamtschnittweg kaum verändern. Lediglich am Versuchsmesser »PM-X153CrMoV12« ist bei größeren Gesamtschnittwegen ab 409 m eine Erhöhung der Schnittkräfte erkennbar, was auf die Vergrößerung des Schneidkantenradius zurückzuführen ist.

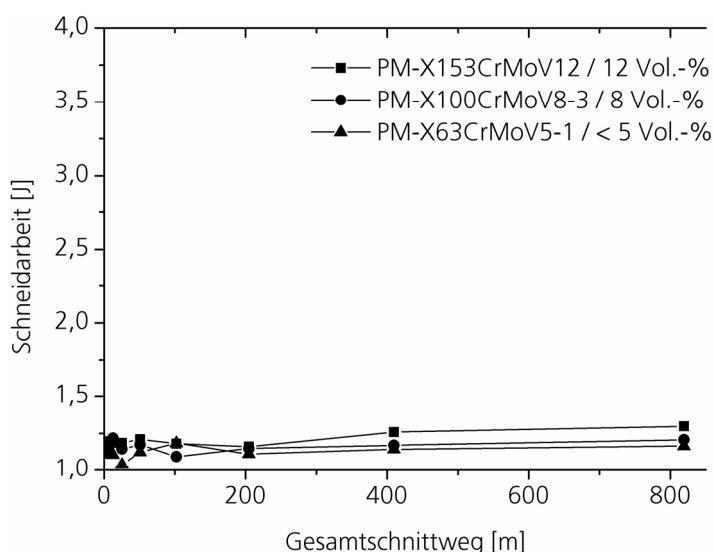


Bild 6.41: Schneidarbeit in Abhängigkeit des Werkstoffs (alle Werkstoffe Duplex-behandelt auf der Freifläche, Kernhärte 52 HRC) aufgetragen über den Gesamtschnittweg (Schnittgeschw. 8 m/s, Spanwinkel 30°, Freiwinkel 10°)

In Bild 6.41 sind die aus den Schnittkraftverläufen der jeweiligen Versuchsmesser berechneten Schneidarbeiten über den Gesamtschnittweg aufgetragen. Das Ergebnis bestätigt die zuvor getroffenen Aussagen. Die Schneidarbeit bewegt sich bei allen Messern über den gesamten Schnittweg auf einem sehr geringen Niveau im Vergleich zu den unbehandelten Messern (vergl. Bild 6.16). Es ist erkennbar, dass sich die Schneidarbeit mit geringerem Hartphasenanteil im Stahl verringert.

Eine detaillierte Betrachtung der Schnittkraftentwicklung am Messer »PM-X63CrMoV5-1« wie sie in Bild 6.40 dargestellt ist, ergibt, dass im Verlauf einer Einlaufphase eine leicht abnehmende maximale Schnittkraft von 203 auf 187 N bis 51,2 m Gesamtschnittweg gemessen wurde. Im weiteren Verlauf des Versuchs stieg die Schnittkraft wieder leicht bis auf 203 N bei 819 m Gesamtschnittweg an. Im Unterschied zu den Messwerten der unbehandelten Messer setzte dabei der Zeitpunkt der maximalen Schnittkraft - der Anschnittpunkt - früher ein (1,6 mm bei 51,2 m zu 1,33 mm bei 819 m). Dies wird als Indiz gedeutet, dass der Anschnitt aufgrund einer sich eigenständig herausbildenden scharfen Schneidkante effizienter erfolgt. Der Anstieg der maximalen Schnittkraft kann dementsprechend nur durch die sich ausbildende Fase an der Spanflächenseite verursacht werden. Die in Bild 6.40 darge-

stellten Konturen zeigen, dass der Fasenwinkel nach 819 m Gesamtschnittweg ca. 75° beträgt.

Die Darstellung der Schneidarbeit in Abhängigkeit der Kernhärte der Versuchsmesser aus Werkstoff »PM-X63CrMoV5-1« in Bild 6.42 zeigt bei allen Härtestufe ähnliche Kurvenverläufe, wobei jedoch das Messer mit der Kernhärte 45 HRC um ca. 0,2 Joule erhöhte Schneidarbeit gegenüber den Messern mit den Kernhärten 52 und 60 HRC zeigt.

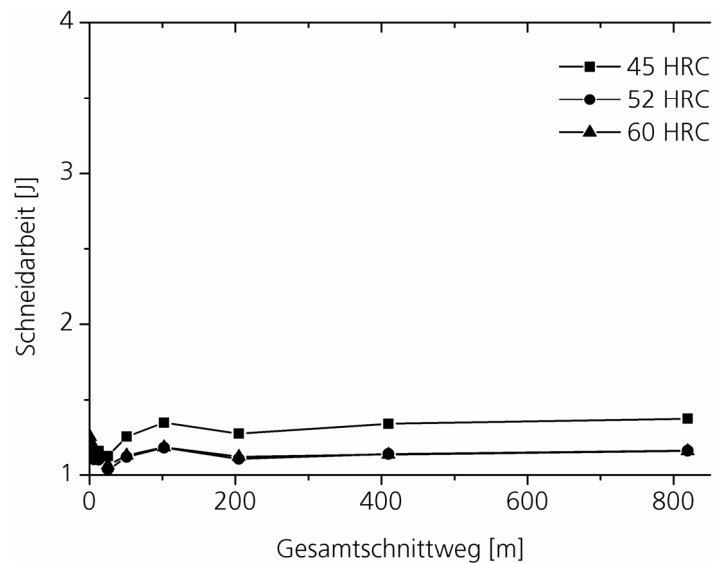


Bild 6.42: Entwicklung der Schneidarbeit in Abhängigkeit von der Härte, Messerwerkstoff PM-X63CrMoV5-1 freiflächenseitig Duplex-beschichtet (Schnittgeschw. 8 m/s, Spanwinkel 30°, Freiwinkel 10°)

Die Ursache für diese Abweichung wird bei mikroskopischer Betrachtung der Schneidkante sichtbar. Die nachfolgenden Aufnahmen (Bild 6.43) zeigen lokale Abplatzungen der Hartschicht an diesem Messer. An der Schneidkante führt dies zu einer größeren Schartigkeit. Es kommt zu lokalen Verrundungen der Schneidkante.

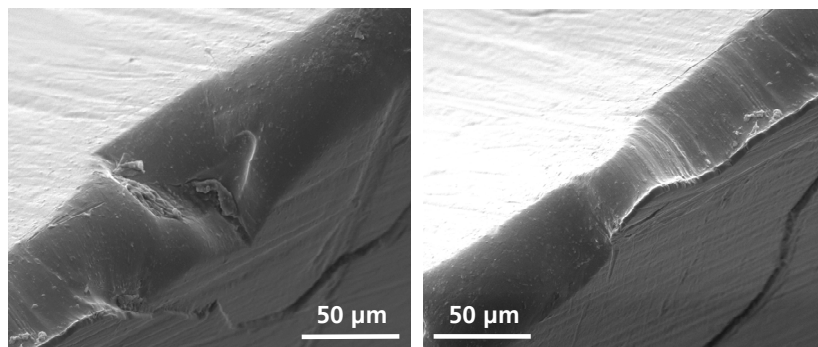


Bild 6.43: Schneidkantenqualität, Messerwerkstoff PM-X63CrMoV5-1, 45 HRC Kernhärte, freiflächenseitig Duplex-beschichtet nach 1600 m Schnittweg (Schnittgeschw. 8 m/s, Spanwinkel 30°, Freiwinkel 10°), Hartschicht im Vordergrund

Die beschriebenen Schäden sind in dieser Qualität nur am Messer mit 45 HRC Kernhärte zu beobachten, so dass zu vermuten ist, dass das lokale Versagen der Schichthaftung mit den mechanischen Kennwerten des Substrats in Zusammenhang steht und die Schichtqualität oder Schichthaftung generell nicht unzureichend ist. Größere Deformationen des Stahls mit geringer Härte könnten langfristig zu hohe Schubspannungen im Schicht-Substrat-Interface verursacht haben. Eine Klärung der Ursachen war im Rahmen der Versuche nicht möglich. Aus den Beobachtungen wurde jedoch geschlossen, dass für das betrachtete Schneidsystem eine Kernhärte der Messer von mindestens 52 HRC erforderlich ist, um ein Schichtversagen zu vermeiden.

Aus weiteren Beobachtungen können Anforderungen an die Oberflächenqualität der Freifläche vor der Behandlung und Beschichtung formuliert werden: Die Freifläche wurde vor ihrer Beschichtung poliert. Offensichtlich hatten sich dabei kleine Hartpartikel aus der Schneidkante gelöst, was zu einigen wenigen Riefen in der Oberfläche führte, welche durch die Beschichtung exakt abgebildet wurden. Es zeigt sich, dass es gerade an diesen Inhomogenitäten zum Versagen der Hartschicht kommt. Bild 6.44 zeigt eine Detailaufnahme. Somit sind hohe Anforderungen an die Oberflächenqualität der Freifläche zu stellen. Rauigkeitswerte von $R_a < 0,1 \mu\text{m}$ scheinen aufgrund der Beobachtungen erforderlich, um solche Defekte ausschließen zu können. Bemerkenswert ist, dass sich auch im Bereich dieser Defekte eine scharfe Schneidkantenkontur verschleißinduziert eigenständig ausbildet, wie Bild 6.44 belegt.

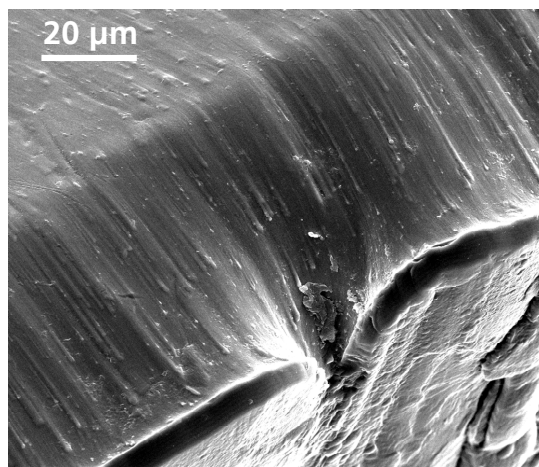


Bild 6.44: Mikroskopischer Schneidkanteneffekt, Messerwerkstoff PM-X63CrMoV5-1, 60 HRC Kernhärte, freiflächenseitig Duplex-beschichtet nach 1600 m Schnittweg (Schnittgeschw. 8 m/s, Spanwinkel 30°, Freiwinkel 10°), Hartschicht im Vordergrund

Der im Bild 6.45 dargestellte Querschnitt des Messers PM-X63CrMoV5-1 mit Kernhärte 52 HRC nach 1.600 m Schnittweg zeigt ein weiteres Mal die sehr scharfe Schneidkantenkontur, die sich eigenständig herausarbeitet. Es ist zu erkennen, dass die vorderste Schneidkante allein von der Hartschicht gebildet wird. Sowohl spanflächen- als auch freiflächenseitig sind Verschleißmarken an der Hartschicht zu erkennen. Eine außergewöhnliche Schärfe der Spitze ist die Folge. Der resultierende mikroskopische Schneidwinkel an der Hartschicht beträgt ca. 90°. Damit wirkt die Hartschicht wie ein Schneidwerkstoff. Sie steht exponiert hervor. Der ursprüngliche Mes-

serkörper hinterstützt als Substrat die Hartschicht unmittelbar an der Spitze nicht mehr. Der Stahlkörper hat nur noch die Funktion kontrolliert abgetragen zu werden. Indem die Hartschicht die vorderste Schneidkante bildet, wird der Verschleißfortschritt am Messer allein vom Verschleißverhalten der Hartschicht bestimmt. Die vergleichende geometrische Betrachtung der Versuchsmesser mit unterschiedlichen Schneidwinkeln, wie sie in Bild 6.46 dargestellt ist, stützt diese These.

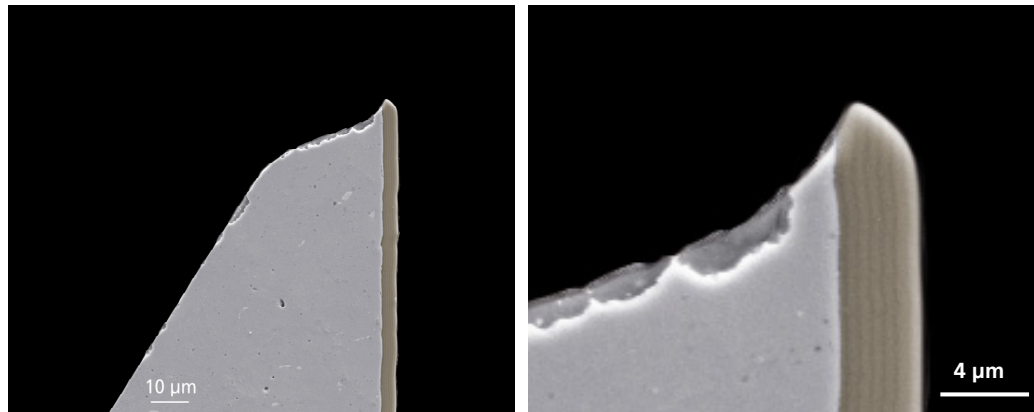


Bild 6.45: Schliffbild, Messerwerkstoff PM-X63CrMoV5-1, 52 HRC Kernhärte, freiflächenseitig Duplex-beschichtet nach 1600 m Schnittweg (Schnittgeschw. 8 m/s, Spanwinkel 30°, Freiwinkel 10°)

Nach 1.600 m Gesamtschnittweg stellt sich bei einem Spanwinkel von 50° und 30° ein nahezu identischer Verschleißfortschritt von hier 34 µm ein. Lediglich das Verschleißvolumen unterscheidet sich, da an dem Messer mit größerem Schneidwinkel eine größere Verschleißfläche am Stahl-Messerkörper im Eingriff ist.

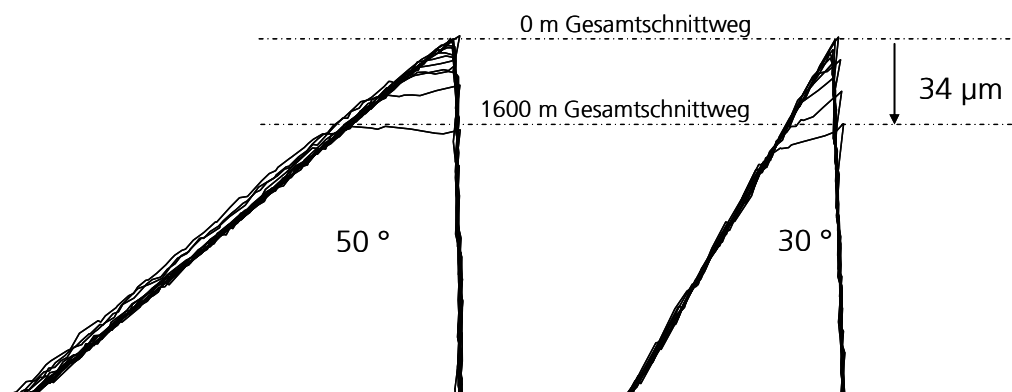


Bild 6.46: Vergleichende Betrachtung des Verschleißfortschritts, Messerwerkstoff PM-X63CrMoV5-1, 52 HRC Kernhärte, freiflächenseitig Duplex-beschichtet nach 1600 m Schnittweg (Schnittgeschw. 8 m/s, Freiwinkel 10°)

Aus tribologischer Sicht scheint somit die Selbstschärfung der Hartschicht ein entscheidender Mechanismus zu sein. Wenngleich in den Experimenten nicht überprüft, scheint die Schichtdicke in diesem Zusammenhang eine wichtige Voraussetzung zu bilden. Bild 6.45 folgend, würde sich eine dünnere Schicht von 2 µm wahrscheinlich nicht an der Spitze als Schneidkante herausmodellieren, sondern lediglich die Freifläche vor abrasivem Verschleiß schützen und somit nicht die Tribolo-

gie des Werkzeugs derart dominieren. Anhand der durchgeführten Analysen ist nicht nachzuvollziehen, welche Mechanismen für das kontrollierte Verschleifen der Hartschicht im Sinne der Selbstschärfung verantwortlich sind. Offensichtlich handelt es sich um weiche Abrasion, da die abrasiven Titandioxidpartikel im Polymer eine geringere Härte besitzen, als die im Schichtsystem verwendeten keramischen Werkstoffe. Die Mikroskopaufnahmen der verschlissenen Hartschicht geben hierzu keinen Aufschluss. Die Oberfläche erscheint glatt, ohne erkennbare Verschleißmarken. Unter Berücksichtigung des geringen E-Moduls des Schnittguts, der beobachteten Aufschmelzeffekte und der geringen Angriffswinkel der Partikel scheint im vorliegenden Tribosystem in der Schnittphase die Grenze zwischen abrasivem und erosiv-abrasivem Gleitverschleiß - einem reinen Teilchenverschleiß - zu verschwimmen.

In Bild 6.47 sind abschließend die Entwicklung von Schneidarbeit und Verschleißvolumen des bionischen und des konventionellen Messerkonzepts vergleichend gegenübergestellt. Diese Auswertung unterstreicht nochmals die Leistungsfähigkeit des neuen Werkstoffansatzes.

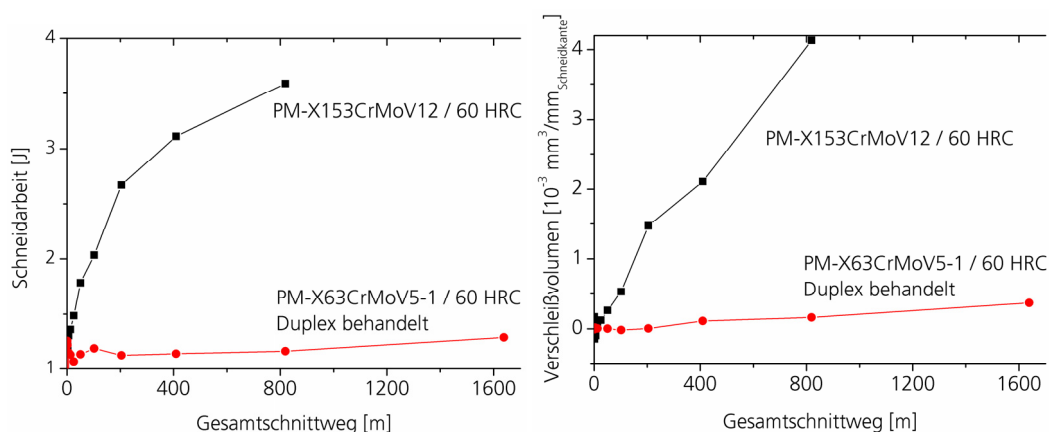


Bild 6.47: Vergleichende Gegenüberstellung der Schneidarbeit und des Verschleißvolumens des konventionellen und bionischen Messerkonzepts in Abhängigkeit des Schnittwegs

7 Zusammenfassung

Die Zähne der Herbivoren (Pflanzenfresser) sind extremen abrasiven Belastungen ausgesetzt. Im Verlaufe der Evolution haben sich spezialisierte Gebisstypen ausgebildet, welche die Abrasivität der Nahrung aktiv zur Selbstschärfung der Zähne nutzen. Schmelzbänder und Dentin orientierten sich auf der Okklusionsfläche derart, dass über ihre Härteunterschiede und im Zusammenwirken mit abrasivem Verschleiß eine dauerhafte Mikrostrukturierung der Kauflächen erreicht wird. Durch Reduktion der Schmelzbanddicken wurde eine Verrundung der Schneidkanten vermieden. Die Kaukräfte wirken konzentriert auf diese filigranen Strukturen ein, was zu hohen Spannungen in der Biokeramik Schmelz führt. Der hierarchisch strukturierte Werkstoff hat seine Festigkeit durch extreme Ausdünnung der Schmelzkristallite und komplexe Prismenorientierungen erhöht - offensichtlich ohne Einbußen an Elastizität - und sich so erfolgreich an die hohen mechanischen Belastungen angepasst. Ein Schlüsselmechanismus hierfür scheint das Zusammenwirken von mineralisiertem Hydroxylapatit und organischem Gewebe auf der Nanometerebene zu sein. Die Klärung der detaillierten Mechanismen ist Gegenstand aktueller zahnmedizinischer Forschung.

Das Gebiss der Nagetiere zeigt die spezialisierteste Anpassung: starker Verschleiß und hohe Kaukräfte belasten die Zähne. Geometrie und Mechanik des Nagezahns bieten gleichzeitig funktionale Analogien zu technischen Schneidwerkzeugen, wie sie in der industriellen Praxis Anwendung finden. Nagezähne als biologisches Vorbild für die Entwicklung neuer Schneidwerkzeugkonzepte zu nutzen, bietet sich daher an.

Die Übertragung des biologischen Tribosystems in die Technik im Sinne der Bionik bedarf allerdings der Abstraktion der wichtigsten Prinzipien. Diese wurden in der hierarchischen Struktur des Schmelzes und der Anordnung von Hartschicht und verschleißintensivem Grundkörper erkannt. Das heute gültige Werkzeugkonzept wurde grundlegend überarbeitet: Der Messerkörper wurde für den Verschleiß »geöffnet«. Eine auf der Freifläche angeordnete hierarchisch strukturierte Mehrlagen-Nanokomposit Duplex-Beschichtung kann sich dadurch verschleißinduziert als scharfe Schneidkante herausarbeiten. Dieses Prinzip der Verschleißlenkung unterscheidet sich grundlegend vom Stand der Technik. Der Messerhersteller versucht die Schneidkantengeometrie durch Vermeidung von Verschleiß möglichst lange zu erhalten.

Im experimentellen Teil konnte gezeigt werden, dass bei der Granulierung von Kunststoffen mit abrasiven Füllstoffen konventionelle Kaltarbeitsstähle Verschleiß nicht vermeiden können. Hohe Hartphasenanteile im Stahl sind im betrachteten Tribosystem nicht als Verschleißschutz wirksam. Anhand von Schneidversuchen - unterstützt durch Schnittkrafterfassung und taktile Schneidkantenvermessung - wurden die Verschleißmechanismen erkannt: Dem abrasiven Verschleiß geht ein mechanisches Versagen der mikroskopischen, scharfen Schneidkante voraus, was tribologische Mechanismen auslöst, die bereits nach kurzen Schnittwegen zur Verrun-

derung der Schneidkante führen. Die kleinen abrasiven Teilchen waschen nachfolgend durch Gleitverschleiß die Stahlmatrix zwischen den Hartphasen aus. Das System befindet sich somit in der Verschleißhochlage.

Es ist gerade das mechanische Versagen der Schneidkante in einem frühen Stadium der Belastung, welches die Selbstschärfung der Messerspitze durch die Abrasivität des visko-elastischen Schnittguts verhindert. Hohe Hartphasenanteile und hohe Härten der Stahlmatrix, die bislang zur Erhöhung des Verschleißwiderstands vorgesehen werden, können den hohen mechanischen Belastungen in der Anschnittphase aufgrund ihrer geringen Zähigkeit nicht Stand halten. Die negative Wirkung verminderter Zähigkeit der Schneidkante konnte an den Versuchsreihen mit einseitig oberflächengehärteten Messern demonstriert werden.

Das bionische Werkstoffkonzept bietet die Lösung dieses Konflikts. Dessen Erprobung zeigt, dass eine auf der Freifläche applizierte Hartschicht nach Vorbild der Schmelzmikrostruktur eine Schneidkante bildet, deren Festigkeit, Abrasionswiderstand und Zähigkeit gleichermaßen erhöht sind. Der ursprüngliche Messerkörper dient lediglich als Träger dieser Schicht. Damit sich verschleißinduziert eine scharfe Schneidkante herausbilden kann, muss das Stahlsubstrat einen abgestimmt geringen Verschleißwiderstand aufweisen. In Schneidversuchen wurden daher Werkstoffe aus den drei Gruppen der Kaltarbeitsstähle eingesetzt; zähe, harte und karbidreiche Stähle. Es konnte gezeigt werden, dass Schneidstähle mit hohen Kohlenstoffgehalten und Hartphasenanteilen die Ausbildung der Schneidkante verhindern. Als optimales Werkstoffkonzept wurde die Hartschicht in Kombination mit PM-X63CrMoV5-1 (Hartphasenanteilen unterhalb 5 Vol.-%) identifiziert. Zusätzlich konnten Anforderungen an die Stahlmatrixhärte und die Oberflächenqualität der Freifläche abgeleitet werden.

Werkstoffe, Beschichtungsarchitektur und Schneidengeometrie wurden exemplarisch für die Schneidanwendung Kunststoffgranulation entwickelt und erprobt. Das bionische Konzept scheint auf andere abrasive Schneidanwendungen übertragbar, bedarf jedoch einer Anpassung nach vorheriger Analyse des jeweiligen Tribosystems. Die grundlegende Systematik hierfür wurde im vorliegenden Projekt erarbeitet.

8 Ausblick

Die Übertragung des bionischen Werkzeugkonzepts in die industrielle Praxis erscheint vielversprechend, führt es doch offensichtlich zu signifikant verbesserter Energie- und Materialeffizienz des Schneidens: Schnittkräfte bzw. Schneidarbeit bleiben dauerhaft auf einem niedrigen Niveau. Wartungsintervalle können verlängert werden, die Produktivität des Schneidverfahrens steigt. Die Schnittqualität bleibt konstant. Schneidmaschinen können auf der Grundlage geringerer dynamischer Lasten ausgelegt werden. Gleichzeitig ist der Verschleißabtrag des bionischen Messers gegenüber konventionellen Schneidwerkzeugen signifikant reduziert. Das Messer kann länger im Einsatz bleiben. Das Nachschleifen der Spanfläche bleibt weiterhin möglich. Es wurden keine neuen Werkstoffe oder Verfahren entwickelt. Die

industrielle Fertigung wäre demnach sofort umsetzbar. Der finanzielle Mehraufwand für die Beschichtung scheint sich durch die Verwendung kostengünstiger Stahlwerkstoffe zu egalisieren.

Aus Gründen der Versuchsplanung wurden in der vorgestellten Arbeit nur Kaltarbeitsstähle eingesetzt. In der industriellen Praxis gelten für viele abrasive Schneidwendungen, beispielsweise in der Druckindustrie, Hartmetallwerkzeuge als Benchmark. Dieser Vergleich steht noch aus. Darüber hinaus erscheint das vorgestellte Werkzeugkonzept in seiner Leistungsfähigkeit noch nicht ausgereizt. Die Mechanismen der Energiedissipation in der Hartschicht sind noch nicht verstanden. Die Wirkung der Nano- und Mikrostruktur auf das Verschleißverhalten der Hartschicht sollte deshalb detailliert untersucht werden. Denn die Optimierung des entwickelten Werkstoffsystems und dessen Anpassung auf andere Schneidverfahren und Belastungssituationen erscheinen möglich. Das Beschichtungsverfahren einerseits und die Metallurgie andererseits bieten hierzu ausreichende Möglichkeiten.

Literatur

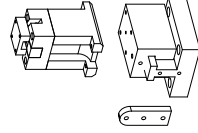
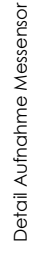
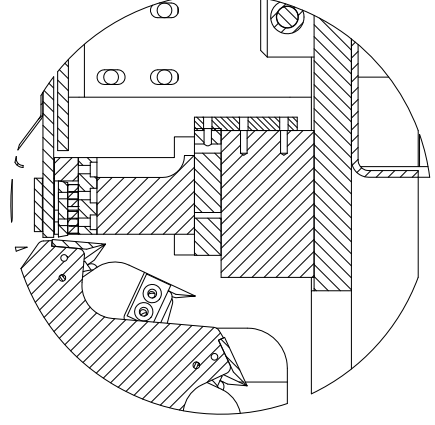
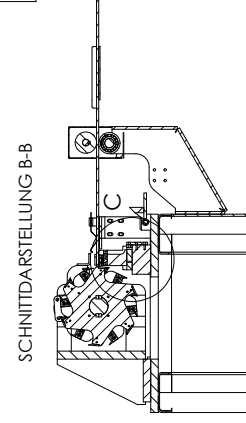
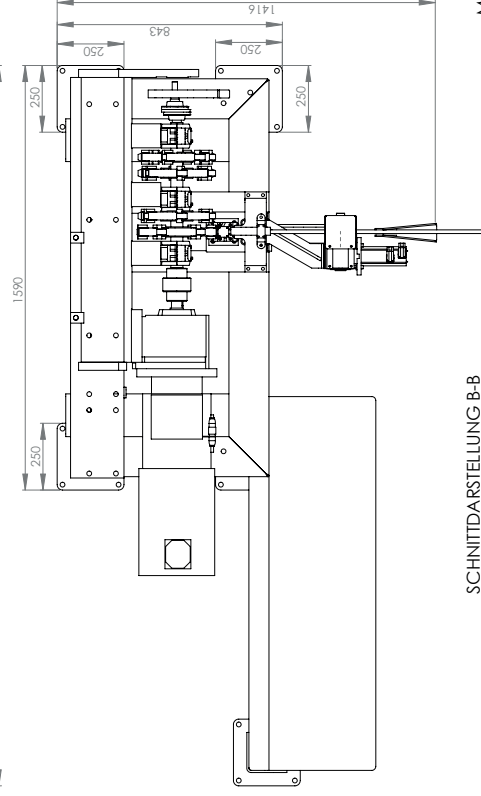
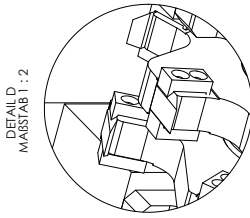
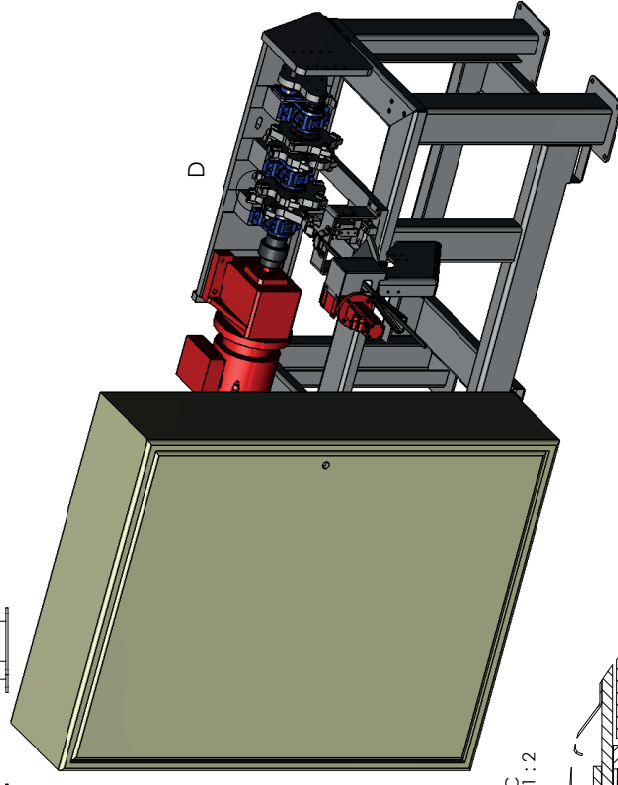
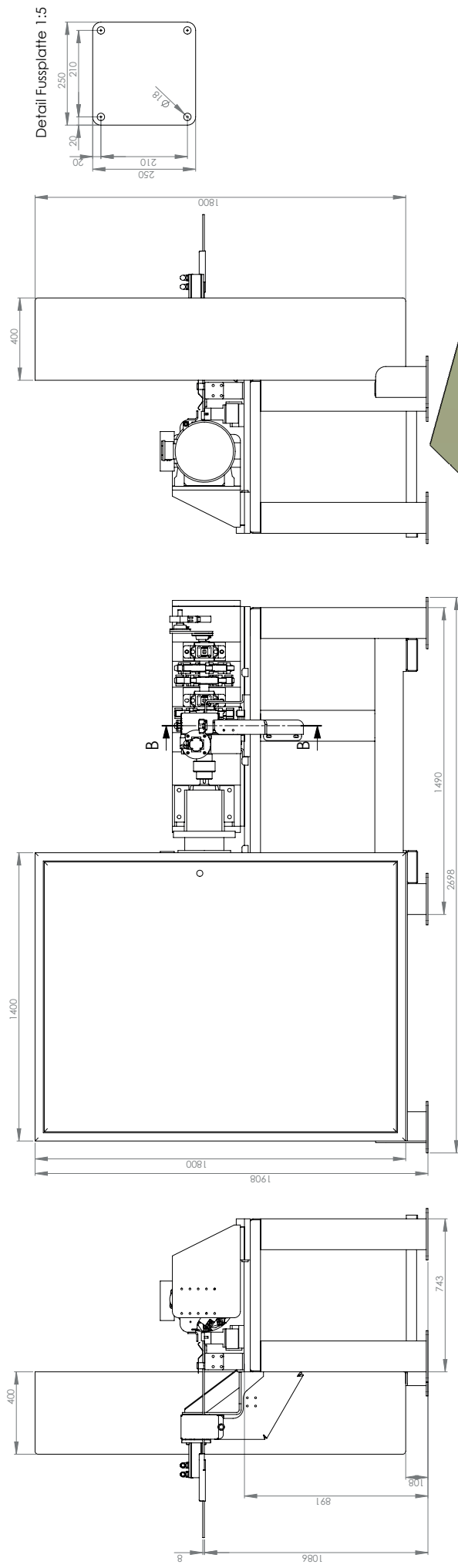
- [Ang-2010] Ang, S., Bortel, E., Swain, M. et al., Size dependent elastic/inelastic behaviour of enamel over millimeter and nanometer length scales, *Biomaterials* (2010), 1955-1963.
- [Angker-2006] Angker, L., Swain, M.V., Nanoindentation: Application to dental hard tissues investigations, *Journal of Materials Research* (2006), 1893-1905.
- [Bach-2005] Bach, F.-W., Möhwald, K., Laarmann, A. et al., *Moderne Beschichtungsverfahren*, Wiley-VCH Verlag, Weinheim, 2005.
- [Bartl-2008] Bartl, J., in: G. Menning, M. Lake (Eds.), *Verschleißminimierung in der Kunststofftechnik*, Carl Hanser Verlag, München, 2008, 343-383.
- [Bauer-2001a] Bauer, W., Untersuchung des Einzelzerkleinerungsvorganges in Schneidmühlen am Beispiel von Polypropylen, VDI-Verlag Düsseldorf, 2001a.
- [Bauer-2001b] Bauer, W., Wüstenberg, D., Schneid-Zerkleinerung von Thermoplasten, *KU Kunststoffe* (2001b), 62-64.
- [Bergmann-1984] Bergmann, W., *Werkstofftechnik – Teil 1: Grundlagen*, Carl Hanser Verlag, München, Wien, 1984.
- [Berns-2006] Berns, H., Theisen, W., *Eisenwerkstoffe – Stahl und Gusseisen*, Springer-Verlag Berlin, Heidelberg, 2006.
- [Braune-2009] Braune, C., Standortabhängigkeit der biomechanischen Eigenschaften von Phytolithes ausgewählter Grasarten (Poaceae), Universität Hamburg, Hamburg, 2009.
- [Bückle-1965] Bückle, H., *Mikrohärteprüfung und ihre Anwendung*, Berliner Union, Stuttgart, 1965.
- [Czichos-2010] Czichos, H., Habig, K.-H., *Tribologie-Handbuch*, Vieweg+Teubner Verlag, Wiesbaden, 2010.
- [Deppe-1997] Deppe, E., *Hochlegierte PM-HIP-Werkstoffe gegen abrasiven und adhäsiven Verschleiß*, Verlag Mainz, Aachen, 1997.
- [Deters-2002] Deters, L., Fischer, A., Santner, E. et al., GfT-Arbeitsblatt Nr. 7, Verschleiß, Reibung - Definitionen, Begriffe, Prüfung, Gesellschaft für Tribologie e.V., 2002,
- [DIN-2003] DIN 8588, *Fertigungsverfahren Zerteilen - Einordnung, Unterteilung, Begriffe, Normenausschuss Technische Grundlagen (NATG), Geometrische Produktspezifikation und -prüfung im DIN Deutsches Institut für Normung e. V.*, 2003.
- [Erkens-2007] Erkens, G., Vetter, J., Müller, J., *Innovative Beschichtungskonzepte: Doppelter Nutzen für höchste Leistung durch Kombinationsverfahren*, 7. Treffen Industrie-Arbeitskreis CVD-Diamant-Werkzeuge Berlin, 2007.
- [Friedrich-1986] Friedrich, K., Reibung und Verschleiß von Polymer-Verbundwerkstoffen, *Zeitschrift für Werkstofftechnik* (1986), 434-443
- [Gant-2001] Gant, A.J., Gee, M.G., Wear of tungsten carbide-cobalt hardmetals and hot isostatically pressed high speed steels under dry abrasive conditions, *Wear* (2001), 908-915.
- [Glück-2004] Glück, A., Auf Messers Schneide, *Spektrum der Wissenschaft* (2004), 86-87.

- [Gottberg-1969] Gottberg, J.P., Untersuchungen des Schneidvorganges bei der Zerkleinerung von homogenen Weichstoffen am Beispiel hochpolymerer Kunststoffe, Technische Universität Braunschweig Braunschweig, 1969.
- [Gottberg-1971] Gottberg, J.P., Untersuchung des Schneidvorganges bei der Zerkleinerung hochpolymerer Weichstoffe, Dechema Monographien 69 (1971), 193-232.
- [He-2008] He, Y., Apachitei, I., Zhou, J. et al., Controlled Plasma Nitriding for an Optimum Balance between PACVD TiBN Coating Scratch Resistance and Substrate Toughness, Key Engineering Materials 373-374 (2008), 312-317.
- [Herzig-1992] Herzig, R., High intensity compounding of calcium carbonate filled thermoplastics, dispersion and mechanical properties correlation, SPE ANTEC '92 Plastic: Shaping the Future, Queen's University at Kingston, Detroit, 1992.
- [Hogg-2005] Hogg, P.H.S.J.J., Dependence of microscale abrasion mechanisms of WC-Co hardmetals on abrasive type, Wear (2005), 44–51.
- [Holleck-1995] Holleck, H., Schier, V., Multilayer PVD coatings for wear protection, Surface and Coatings Technology (1995), 328–336.
- [Holleck-1999] Holleck, H., Surface Engineering: Science and Technology I, San Diego, California, The Minerals, Metals & Materials Society, 1999.
- [Hummel-2011] Hummel, J., Findeisen, E., Sudekum, K.-H. et al., Another one bites the dust: faecal silica levels in large herbivores correlate with high-crowned teeth, Proceedings of the Royal Society - Biological Science (2011), 1742-1747.
- [Klemm-1957] Klemm, H., Freiburger Forschungshefte B 12, Akademie-Verlag-Berlin, 1957, 51-60.
- [Klünsner-2010] Klünsner, T., Marsoner, S., Ebner, R. et al., Effect of microstructure on fatigue properties of WC-Co hard metals, Procedia Engineering (2010), 2001-2010.
- [Knoche-1979] Knoche, H., Lehrbuch der Histologie, Springer, Berlin, Heidelberg, New York, 1979.
- [Krakhmalev-2007] Krakhmalev, P.V., Sukumaran, J., Gaard, A., Effect of microstructure on edge wear mechanisms in WC-Co, International Journal of Refractory Metals & Hard Materials (2007), 171-178.
- [Landes-2006] Landes, R., Messerklingen und Stahl, Wieland Verlag, Bruckmühl, 2006.
- [Lohrengel-2009] Lohrengel, A., Dietz, P., Wächter, M. et al., Konzeption und Bau einer kompakten und transportablen Schneidmühleneinheit zum Zerkleinern, Clausthal-Zellerfeld, 2009.
- [Maas-1999] Maas, M., Dumont, E., Built to Last: The Structure, Function, and Evolution of Primate dental Enamel, Evolutionary Anthropology 8 (1999), 133-152.
- [Martin-1992] Martin, T., Schmelzmikrostrukturen in den Inzisiven alt- und neuweltlicher hystricognather Nagetiere, Palaeovertebrata, Mém. extraord. (1992), 1-168.
- [Martin-1997] Martin, T., in: K. Alt, J. Türp (Eds.), Die Evolution der Zähne, Quintessenz Verlags-GmbH, Berlin, 1997, 401-422.
- [McCarthy-2010] McCarthy, C., Annaidh, A., Gilchrist, M., In The sharpness of straight edge blades in cutting soft solids: Part II – Analysis of blade geometry, Engineering Fracture Mechanics (2010), 437-451.
- [Menges-2002] Menges, G., Haberstroh, E., Michaeli, W., Werkstoffkunde der Kunststoffe, Carl Hanser Verlag, München, 2002.
- [Mennig-2008] Mennig, G., Lake, M., Verschleißminimierung in der Kunststofftechnik, Carl Hanser Verlag, München, 2008.

- [Meyer-1932] Meyer, W., Normale Histologie und Entwicklungsgeschichte der Zähne des Menschen, Hanser-Verlag, München, 1932.
- [Mitterer-1999] Mitterer, C., Microstructure and properties of nanocomposite Ti–B–N and Ti–B–C coatings, Surface and Coatings Technology (1999), 405-411.
- [Mitterer-2003] Mitterer, C., Holler, F., Reitberger, D. et al., Industrial applications of PACVD hard coating, Surface and Coating Technology (2003), 716-722.
- [Moddabar-2006] Moddabar, A., In-vitro-Untersuchungen zur Demineralisationsresistenz natürlicher initialer Kariesläsionen, Medizinischen Fakultät der Albert-Ludwigs-Universität, Freiburg i. Br., 2006.
- [O'Quigleya-1997] O'Quigleya, G.F., Luyckx, S., James, M.N., An empirical ranking of a wide range of WC-Co Grades in terms of their abrasion resistance measured by the ASTM standard B611-85 test, International Journal of Refractory Metals and Hard Materials (1997), 73–79.
- [Pfetzschners-1988] Pfetzschners, H.-U., in: D. Russel, J. Santoro, et al. (Eds.), Teeth revisited, Mém Mus Nat Hist Nat, Paris, 1988, 133-143.
- [Pfetzschners-1997] Pfetzschners, H.-U., in: K. Alt, J. Türp (Eds.), Die Evolution der Zähne, Quintessenz Verlags-GmbH, Berlin, 1997, 391-400.
- [Pflumm-1989] Pflumm, W., Biologie der Säugetiere, Verlag Paul Parey, Berlin, 1989.
- [Pfetzschners-1997] Pfetzschners, H.-U., in: K. Alt, J. Türp (Eds.), Die Evolution der Zähne, Quintessenz Verlags-GmbH, Berlin, 1997, 423-448.
- [Radlanski-1997] Radlanski, R., in: K. Alt, J. Türp (Eds.), Die Evolution der Zähne, Quintessenz Verlags-GmbH, Berlin, 1997, 503-526.
- [Redeker-1975] Redeker, D., Analyse der Beanspruchungsmechanismen und deren Auswirkung auf die Schnittkraft beim Zerkleinern weicher, hochpolymerer Stoffe, Technischen Universität Carolo-Wilhelmina, Braunschweig, 1975.
- [Richardson-1968] Richardson, R.C.D., The wear of materials by relatively soft abrasives, Wear (1968), 245-275.
- [Rudschuck-2008] Rudschuck, M., in: G. Menning, M. Lake (Eds.), Verschleißminimierung in der Kunststofftechnik, Carl Hanser Verlag, München, 2008, 120-159.
- [Schubert-2002] Schubert, F., Zahnmedizinische Assistenz, Libromed GmbH, Krefeld, 2002.
- [Schuhmacher-1997] Schuhmacher, G.-H., in: K. Alt, J. Türp (Eds.), Die Evolution der Zähne, Quintessenz Verlags-GmbH, Berlin, 1997, 471-502.
- [Starck-1978] Starck, D., Vergleichende Anatomie der Wirbeltiere auf evolutionsbiologischer Grundlage. Band I, Springer-Verlag, Berlin, Heidelberg, New York, 1978.
- [Stueber-2009] Stueber, M., Holleck, H., Leiste, H. et al., Concepts for the design of advanced nano-scale PVD multilayer protective thin films, Journal of Alloys and Compounds (2009), 321-333.
- [Türp-1997] Türp, J., Alt, K., in: J. Türp, K. Alt (Eds.), Die Evolution der Zähne, Quintessenz Verlags-GmbH, Berlin, 1997, 451-470.
- [Von Koenigswald-1990] Von Koenigswald, W., Biomechanische Anpassung im Zahnschmelz von Säugetieren, Biologie in unserer Zeit (1990), 110-116.
- [Woydt-1989] Woydt, M., Habig, K.-H., Stand der Tribologie keramischer Werkstoffe in geschlossenen Systemen, cfi/Ber. DKG 66 (1989),

- [Wüstenberg-1997] Wüstenberg, D., Bauer, W., Die Grundlagen der Schneidtechnologie, 1997.
- [Yao-2011] Yao, H., Dao, M., Carnelli, D. et al., Size-dependent heterogeneity benefits the mechanical performance of bone, Journal of the Mechanics and Physics of Solids (2011), 64-74.
- [Zum Gahr-1987] Zum Gahr, K.-H., Microstructure and Wear of Materials, Elsevier Science Publishers B.V., Amsterdam, Oxford, New York, Tokio, 1987.
- [Zum Gahr-1988] Zum Gahr, K.-H., Modelling of two-body abrasion wear, Wear (1988), 87-103.
- [Zweifel-2009] Zweifel, H., Maier, R., Schiller, M., Plastics Additiv Handbook, Carl Hanser Verlag, München, 2009.

Anhang

[illegible]